

Ночовная Н.А.

1. Основные требования, предъявляемые к материалам для изготовления силового набора современного самолета.

1. Надежность
2. Трещиностойкость
3. Усталостные свойства

Повышение надежности, улучшение характеристик трещиностойкости, повышение усталостных свойств сплавов силового набора решается за счет значительного повышения чистоты сплавов от примесей кремния и железа и, соответственно, ограничения избыточных фаз, разработки новых режимов ТО, улучшения качества полуфабрикатов.

В силовом наборе применяются такие сплавы как: особопрочный сплав В96ц-Зпч, ковочные сплавы 1933, В1963 системы Al-Zn-Mg-Cu с добавкой Zr.

1933 обладает уникальным сочетанием прочности 450-500 МПа и вязкости разрушения.

1965 (В96ЦЗ) имеет благоприятное сочетание сверхвысокой прочности и повышенной коррозионной стойкости при хорошем уровне вязкости разрушения и технологической пластичности.



Рис. Прочностные хар-ки и коэф.статической трещиностойкости алюминиевых сплавов для силового набора

Слоистый алюмополимерный материал класса СИАЛ обладает высоким сопротивлением развитию усталостных трещин и более высокими показателями малоциклового усталости (МЦУ)

2. Условия работы деталей авиационного двигателя, основы выбора материалов для деталей двигателя.

См. Особенности технологической подготовки производства деталей ГТД

Узлы и агрегаты авиационного двигателя работают в условиях высоких температур, воспринимают большие нагрузки. В силу этого, для их изготовления необходимо применение высокопрочных, жаростойких, способных работать в агрессивных средах, жаропрочных материалов. Металлы и сплавы, отвечающие указанным требованиям, обладают низким коэффициентом обрабатываемости, некоторые из них не могут быть подвергнуты лезвийной обработке, что требует инновационного подхода к разработке технологических процессов.

Клапаны авиационных двигателей находятся в работе в более тяжелых условиях, чем в каких-либо других двигателях, особенно в отношении нагрева. При вполне исправной работе мотора выпускные клапаны нагреваются до 700—800°С. Впускные же клапаны нагреваются меньше, т. к. проходящая вокруг них свежая смесь воздуха с бензином способствует их охлаждению. Охлаждение клапанов водой не применяется. Дефектов в работе клапанов стараются избежать подбором такой стали для клапанов, которая работала бы вполне исправно и при высокой температуре, как, например: 1) вольфрамовая, с содержанием углерода приблизительно 0,6% и вольфрама около 14%; 2) хромовая, с содержанием углерода около 0,4 или 1,5% и хрома соответственно около 13 или 11%; 3) сильхромовая, с содержанием углерода от 0,4 до 0,6%, хрома около 8% и кремния около 3%.

3. Требования к материалам, применяемых в особо ответственных узлах летательных аппаратов (рабочие диски и лопатки двигателя, силовой набор планера).

См. Авиационное материаловедение: итоги (ВИАМ/2001-203377)

Жесткие и гибкие валы.

В начале развития авиационных ГТД их валы старались делать жёсткими, так чтобы критическая частота вращения была выше рабочей. Это основывалось на том, что при

гибком вале при переходе через критическую частоту вращения возникает сильная тряска двигателя, вредно действующая на узлы самолёта и оказывает неприятное влияние на экипаж. Однако стремление к уменьшению массы двигателей вызывает снижение массы валов, что неизбежно приводит к уменьшению их жесткости и снижению критической частоты вращения.

Материалы применяемые для изготовления основных деталей ГТД (лопаток, дисков, валов)

Выбираемый для диска турбины материал должен соответствовать высокой статической и динамической прочности при температуре 750С., также должен обладать малоцикловой усталостью и сопротивлением к росту трещин.

В 1960 г широко применялись материалы для дисков турбин из никелевой основы ЭИ 437БУ-ВД и ЭИ698ВД (Д-30, НК-8 и т.д.) Вследствие высокого содержания никеля около 80% стоимость их была довольно велика. Следующим поколением отечественных дисковых сплавов стали ЭП742ИД, ЭК79У, ЭП962... Сплав R88DT (используемый в ТВД двигателя GE90) можно отнести к сплавам 2 поколения, обладает более высокой кратковременной прочностью и трещиностойкостью. Материалы для валов турбин должны иметь высокие прочностные характеристики, хорошо обрабатываться и иметь удовлетворительную коррозионную стойкость.

Валы турбины работают воздушно масляной среде с температурой до 450С. Для изготовления турбинных валов применяются сплавы 40ХНМА, ЭИ961Ш, ЭП517.

Сопловые и рабочие лопатки турбин являются наиболее нагретыми деталями турбины. Они работают в газовой среде высокой температуры, содержащие кроме кислорода, другие агрессивные действующие вещества, в том числе опасный ванадий и серу. Эти вещества способствуют развитию газовой коррозии, разрушающей лопатки. Поэтому материалы лопаток должны быть жаропрочными и жаростойкими. с 1960 г применялись никелевые сплавы ЖС-6К, ЖС-6Ф, ЖС-6УВИ, эти сплавы рекомендуется применять до температуры 1050-1100К. В настоящее время (в России) применяются монокристаллические сплавы для раб. лопаток ЖС32 и ЖС36ВИ

Для лопаток компрессора работающих при температуре <250С можно применять стеклопластик, при температуре 250-550С- титановые сплавы ВТ8-1, ВТ-8, ВТ-10 и хромистые стали 13Х11Н2В2МФ, 13Х14Н3В2ФР(также применяется и для дисков, валов, стяжных болтов), 14Х17Н2 и 513Л.....

4. Жаропрочные титановые сплавы. Принцип их легирования, Типы структур в зависимости от назначения.

5. Основные виды термической обработки жаропрочных титановых сплавов.

Жаропрочные титановые сплавы представляют собой твердые растворы с большим или меньшим количеством химического соединения (или начальной стадии его образования), что обеспечивает им повышенную жаропрочность при минимальном снижении пластичности.

Главной проблемой создания жаропрочного материала является требование сохранения высоких прочностных свойств с повышением температуры при удовлетворительной пластичности в широком интервале температур. Достижение этих требований возможно только при создании термически стабильных структур. В качестве жаропрочных принято использовать малолегированные по β -стабилизаторам двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы и псевдо- α -сплавы титана.

Титановые сплавы используются для изготовления дисков, рабочих и направляющих лопаток вентилятора и компрессора, иногда кожуха компрессора. При этом при работе до температуры 550 °С предпочтительнее использование двухфазных сплавов, которые обладают более высокой прочностью в холодном состоянии, а при необходимости работы при температурах до 600 °С наиболее предпочтительны псевдо- α -сплавы.

Свойства* отечественных жаропрочных титановых сплавов

Сплав	При 20°С		При 500°С			При 550°С			При 600°С		
	$\sigma_{\text{в}}$	$\delta, \%$	$\sigma_{\text{в}}$	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$	$\sigma_{\text{в}}$	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$	$\sigma_{\text{в}}$	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$
BT3-1	960	10	637	540	—	—	—	—	—	—	—
BT8-1	980	10	587	480	294	—	245	—	—	—	—
BT9	1030	8	686	588	343	—	392	157	—	—	—
BT25У	1080	6	715	672	372	784	450	215	—	—	—
BT18У	910	7	705	509	353	676	372	215	558	274	117
BT36	1029	5	735	666	431	686	500	255	637	343	147

* Характеристики прочности – в МПа.

Сплав **BT3-1** системы Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Si относится к высокопрочным ($\alpha + \beta$) - сплавам мартенситного класса. Алюминий в сплаве BT3-1 упрочняет α - и β -фазы и уменьшает плотность сплава. Эвтектоидообразующие β -стабилизаторы хром, железо и кремний упрочняют α - и β -фазы и повышают прочностные и жаропрочные свойства при умеренных температурах. Молибден не только увеличивает прочностные и жаропрочные свойства сплава, но и затрудняет эвтектоидный распад β -фазы, повышая термическую стабильность.

Сплав хорошо деформируется в горячем состоянии; из него получают катаные, прессованные и кованные прутки, катаные и прессованные профили, различные поковки и штамповки, полосы, плиты, раскатные кольца, в опытном порядке - трубы. Сплав удовлетворительно сваривается всеми видами сварки, применяемыми для титана. После сварки необходимо проводить отжиг для восстановления пластичности сварного соединения.

Изделия из сплава BT3-1 обычно применяют после изотермического отжига, который состоит из нагрева при температурах 870- 920 °С и изотермической выдержки при 630-680 °С в течение 2-5 ч с последующим охлаждением на воздухе. После такого отжига сплав приобретает стабильную ($\alpha+\beta$)-структуру, которая обеспечивает наиболее высокую термическую стабильность и максимальную пластичность. После одинарного отжига при температурах 800-850 °С сплав имеет большую прочность, чем после изотермического, но меньшие пластичность и термическую стабильность. Прочностные свойства сплава можно несколько повысить закалкой при 840-900 °С с последующим старением при 500-620 °С в течение 1-4 ч. Однако упрочняющая термическая обработка применяется редко, так как приводит к снижению термической стабильности сплава.

Сплав BT3-1 используется при изготовлении деталей двигателей, работающих длительное время (до 6000 ч и более) при температурах до 400 °С; деталей типа арматуры, ушковых болтов; деталей системы управления. В последнее время наметилась тенденция к замене сплава BT3-1 сплавом BT6, по-видимому, в основном в связи с тем, что сплав Ti-6Al-4V успешно используется многие годы в зарубежной практике для изготовления самых ответственных конструкций.

Сплав **BT8** обеспечивает высокие прочностные и жаропрочные свойства за счет высокого содержания алюминия и легированием кремния. Максимальная рабочая температура 480 0С. Сплавы BT8-1 и BT8-1М превосходят сплавы BT3-1 и BT9 по термической стабильности, пластичности, технологичности и характеристикам трещиностойкости. Двойной и изотермический отжиги обеспечивают оптимальное сочетание свойств; содержание β - фазы в отожженном сплаве примерно 10%. Сплав термически упрочняется. Основными видами полуфабриката являются прутки, поковки, штамповки и плиты. Удовлетворительно деформируется в горячем состоянии. Сварка не рекомендуется. В основном применяется в деталях ГТД (дисках, лопатках компрессора низкого давления, деталях крепления вентилятора).

Сплав **BT9** обеспечивает высокие прочностные и жаропрочные свойства за счет высокого содержания алюминия и легированием кремния. Предназначен для работы при 400 - 500 °С. Двойной отжиг обеспечивает оптимальное сочетание механических свойств; содержание β - фазы после отжига примерно 10%. Сплав термически упрочняется путем закалки и старения. Основными вида полуфабриката являются прутки, поковки, штамповки и плиты. Удовлетворительно деформируется в горячем состоянии. Сварка не рекомендуется. В основном применяется в деталях ГТД (дисках, лопатках) и других деталях компрессора.

Сплав **BT25У** относится к ($\alpha+\beta$)-сплавам. Высокое содержание алюминия и нейтральных упрочнителей (циркония и олова), а также легирование вольфрамом обеспечивают

повышенные характеристики жаропрочности. Удовлетворительно деформируется в горячем состоянии. Применяют в отожженном состоянии. Сплав ВТ25У применяется: для изготовления деталей компрессора высокого давления авиадвигателей (лопаток ротора, дисков).. работающих при температурах до +550 °С; деталей газотурбинных двигателей, работающих в интервале температур +450-550 °С.

Сплав **ВТ18У** системы Ti-Al-Zr-Mo-Nb-Si относится к высокопрочным псевдо α-сплавам. Большое содержание алюминия и циркония обеспечивает высокое сопротивление ползучести и высокую длительную прочность до температур 550 - 600°С. Предназначен в основном для производства прутков, поковок и штамповок.

Оптимальное сочетание свойств сплава обеспечивает отжиг при температурах 900 - 950 °С, выдержка 1 - 4 ч, охлаждение на воздухе. Помимо этого применяют двойной отжиг: при 900 - 980 °С 1 - 4 ч + при 550 - 680 °С 2 - 8 ч, что позволяет получить более высокое сопротивление разрыву сплава при 600 °С (770 МПа вместо 670 МПа). Сплав ВТ18У рекомендуется для деталей, работающих длительно (до 500 ч) при 550 - 600 °С и кратковременно (детали разового действия) - до 800 °С.

Сплав **ВТ36** по уровню жаропрочности при 600°С на 25% превосходит серийный сплав ВТ18У, но имеет невысокую термическую стабильность. Ресурс работы сплава ВТ36 при 600°С небольшой, поэтому он рекомендуется только для двигателей военной авиации.

6. Высокопрочные конструкционные титановые сплавы. Краткая характеристика.

См. статья Крохиной (под руководством Ночовой)

Титановые сплавы (ГОСТ 19807—91) относятся к группе легких сплавов (4500 кг/ м³) и характеризуются высокой удельной прочностью. Так, при одинаковой прочности (например, $\sigma_b = 450$ МПа) изделия из титановых сплавов в 1,8 раза легче стальных. У этих сплавов хорошие жаропрочные свойства и отсутствует хладноломкость, в том числе при очень низких температурах. **Титановые сплавы** практически превосходят нержавеющие стали, медные и никелевые сплавы в стойкости против коррозии в морской воде, а также в таких агрессивных средах, как влажный хлор, горячая азотная кислота высокой концентрации и др. **Титановые сплавы** немагнитны, обладают низкой теплопроводностью и малым коэффициентом линейного расширения. Вместе с тем сплавы титана уступают сталям, особенно с повышенным содержанием углерода, в твердости и износостойкости.

Титановые сплавы удовлетворительно обрабатываются резанием, могут свариваться.

Для титановых сплавов принята классификация: *по способу производства, по структуре, по механическим свойствам и по способности упрочняться термической обработкой.*

По способу производства **титановые сплавы** делят на *деформируемые* и *литейные сплавы*. Наиболее распространены литейные сплавы ВТ1Л, ВТ5Л6 ВТ9Л. Сплав ВТ1Л обладает наибольшей химической стойкостью, его применяют для деталей, работающих в агрессивных средах. Механические свойства низкие. Сплав ВТ5Л применяют для деталей, работающих при температурах – 235...+350 °С. Сплав ВТ9Л наиболее высокопрочный и предназначен для изготовления нагруженных деталей, работающих при температуре до 500 °С.

По механическим свойствам **титановые сплавы** делят на *сплавы нормальной прочности, высокопрочные, жаропрочные и повышенной пластичности.*

По способности упрочняться термической обработкой различают *упрочняемые* и *неупрочняемые титановые сплавы.*

Промышленные **титановые сплавы** — важнейшие **конструкционные материалы**. Сплавы ВТ-5, ВТ5-1, ОТ4 (α -сплавы); ВТ6, ВТ14, ВТ8 ($\alpha+\beta$ -сплавы) применяются:

- в химической промышленности (теплообменники, компрессоры, насосы и др.);
- в машиностроении (клапаны, золотники, пружины, колесчатые валы и др.);
- в производстве конструктивных элементов (диски, лопатки компрессоров, обшивка ракет и др.).

7. Нормативно техническая документация, регламентирующая уровень свойств высокопрочных титановых сплавов (ВТ6, ВТ14, ВТ16, ВТ22, ВТ23)

ГОСТ 19807—91 Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки
ГОСТ 22178—76 Листы из титана и титановых сплавов. ТУ
ГОСТ 23755—79 Плиты из титана и титановых сплавов. ТУ
ГОСТ 26492—85 Прутки катаные из титана и титановых сплавов. ТУ

ОСТ1 90107–73 Прутки кованые из титановых сплавов.
ОСТ1 90173–75 Прутки катаные из титановых сплавов.
ОСТ1 90266–86 Прутки катаные крупногабаритные из титановых сплавов. ТУ
ОСТ1 90006–86 Заготовки из титановых сплавов для изготовления лопаток.
ОСТ1 92062–90 Прутки катаные из титановых сплавов. ТУ
ОСТ1 90013–81 Сплавы титановые. Марки
ОСТ1 90201–75 Прутки шлифованные и механически калиброванные из титановых сплавов
ОСТ 1 90202–75 Прутки горячекатаные из сплава марки ВТ16

8. Современные высокопрочные алюминиевые сплавы и их значение для авиастроения.

В-1480 и В-1481

Сплавы предназначены для замены базовых сплавов В95оч и 1163 для обшивки и элементов силового набора перспективных изделий авиационной техники (повышение весовой эффективности до 15%)

Сплавы отличаются повышенной чистотой, суммарное содержание (Fe + Si) $\leq 0,08\%$

Свариваемые сплавы В-1480 и В-1481 пониженной плотности характеризуются повышенной удельной прочностью, коррозионной стойкостью, повышенными характеристиками малоциклового усталости и вязкости разрушения и рассматриваются в качестве альтернативы сплавам 1163-Т и В95о.ч.-Т2. Рекомендуется применять полуфабрикаты из этих сплавов в конструкции фюзеляжа и крыла самолета.

В-95

Предел прочности этих сплавов достигает 550-700 МПа, но при меньшей плотности чем у дюралюмина. Представителем высокопрочных алюминиевых сплавов является **В95**. При увеличении содержания Mg и Zn прочность сплавов повышается, а их пластичность и коррозионная стойкость понижается. Добавки марганца и хрома улучшают коррозионную стойкость. Сплавы закаливают от 460-470 (с охлаждением в холодной или горячей воде) и подвергают искусственному старению при 135-145 16 ч. По сравнению с Д обладают большей чувствительностью к концентрантам напряжений и пониженной коррозионной стойкостью под напряжением. И них меньше, чем у Д предел выносливости и вязкости разрушения. Профили из сплавов В95 значительно прочнее листов. Сплавы обладают хорошей пластичностью в горячем состоянии и сравнительно легко деформируется в холодном состоянии после отжига. Листы сплава планируют сплавом Al для повышения коррозионной стойкости. Хорошо обрабатывается резанием и сваривается точечной сваркой, его применяют в самолетостроении для нагруженных конструкций, работающих длительное время при $T \leq 100 \dots 120$.

Особопрочный современный сплав В96ц-3пч на основе системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr (1965-1), разработанный в ВИАМ для длинномерных авиационных катаных и прессованных полуфабрикатов, предназначен для замены высокопрочного сплава В95 оч/пч, превосходя последний на 20% по пределу прочности, на 40% по пределу текучести, существенно по удельным характеристикам прочности (sB/d достигает 23 км), что позволяет повысить весовую эффективность конструкции на 10–20% [1].

Сплав В96ц-3пч является высоколегированным сплавом (сумма главных компонентов Zn, Mg, Cu может достигнуть 12,5% по массе), он не прост при освоении полуфабрикатов в металлургическом производстве, начиная от отливки и гомогенизации крупногабаритных плоских слитков и заканчивая новыми многоступенчатыми режимами искусственного старения полуфабрикатов.

В91 (1913)

Применяется: для производства листов, прессованных профилей и штамповок; деталей авиационной техники, в том числе для гидросамолетов и экранопланов; строительных конструкций.

1915

Сплав 1915, сплав 1925 - является среднелегированным термически упрочняемым, свариваемым сплавом системы Al - Zn - Mg и при определенных условиях может успешно применяться в конструкциях вместо свариваемого сплава АМг6, который уступает сплаву 1915 по прочностным характеристикам, особенно по пределу текучести. Сплав обладает хорошей устойчивостью против коррозии. 1925 применяется в виде профилей и труб для изготовления различных несварных конструкций в строительстве, машиностроении. Сплав обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью, более высокой, чем сплав Д1. Сплавы 1915 и 1925 хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях. Температурный интервал горячей деформации находится в пределах 350-480 ° С. К важным

достоинствам этих сплавов является возможность прессования профилей и труб с высокими скоростями истечения до 15-30 м/мин. Это выше допустимых при прессовании сплавов Д1, Амгб в 5-10 раз. Сплавы 1915 и 1925 являются самозакаливаемыми, т.е. их прочностные характеристики мало зависят от вида закалочной среды (вода, воздух). В результате этого прессования профили с толщиной полки до 10 мм можно не подвергать закалке, т.к. охлаждение их после прессования на воздухе дает почти такую же структуру и такие же свойства, что и закалка в воде после нагрева в закалочных печах. Указанные сплавы упрочняются в процессе старения, как при комнатной, так и при повышенных температурах. Режим упрочняющей термообработки - закалка 450 + 10 ° С в воде и естественное старение не менее 30 суток или искусственное старение по режимам 100 ° С, 242+160 ° С 10 ч.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ Al-Zn-Mg-Cu И СВАРИВАЕМЫЕ СПЛАВЫ Al-Zn-Mg

Характеристики сплавов	1913Т3	1915Т1	В95
Плотность d, г/см³	2,75	2,77	2,85
Е, ГПа	71	68	71
σ_B, МПа	≥ 450	≥ 380	≥ 480-550
$\sigma_{0,2}$, МПа	≥ 350	≥ 250	≥ 390
δ, %	≥ 11	≥ 8	≥ 8
РСК, балл	1-3	2	3-4
МКК, мм	не склонен	не склонен	не склонен

Широко применяют деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой. К ним относятся сплавы систем Al - Mg (АМг) и Al - Mn(АМц). В сплавах АМц содержится 1 - 1,6% марганца. В сплавах АМг содержится 2 - 6 % магния. Содержание Mg обозначено в марке сплава, например АМгб (6 % Mg). Эта группа сплавов обладает прекрасными технологическими свойствами. Они хорошо

Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе системы Al — Zn — Mg — Си (В95 и др.) обладают высокой прочностью и пониженной пластичностью.

В настоящее время получены новые высокопрочные сплавы, где впервые в мировой практике вместо марганца и хрома был введен цирконий, что позволило улучшить прокаливаемость и повысить пластичность высокопрочных сплавов. Среди сплавов с цирконием самый прочный сплав на основе алюминия—В96Ц-1.

9. Принцип легирования высокопрочных алюминиевых сплавов.

В процессе разработки композиций алюминиевых сплавов использовали:

- дополнительное легирование элементами анти-рекристаллизаторами

Mn, Cr, Ti Zr Sc, Zr+Sc

и элементами, участвующими в создании упрочняющих метастабильных фаз, Li и Ag;

- оптимизацию соотношения концентраций основных легирующих элементов Zn:Mg, Cu:Mg, Si:Mg;

- повышение чистоты по примесям Fe и Si (не более 0,05 %).

Zn, Mg и Cu образуют с алюминием и между собой твердые растворы и различные металлические соединения — MgZn₂, S(Al₂CuMg), T(Mg₄Zn₃Al₃), играющие большую роль в упрочнении сплава при его термической обработке. В сплавах данного типа особенно важной является фаза Т, находящаяся в равновесии с твердым раствором а. Марганец и хром усиливают эффект старения, повышают коррозионную стойкость сплава; марганец, кроме того, способствует получению мелкозернистой структуры, затрудняет выделение металлических фаз по границам зерен твердого раствора, а также несколько повышает прочность сплава; при этом особенно повышается прочность прессованных изделий, что характеризует так называемый «пресс-эффект». Пресс-эффект связывают с выделением мелкодисперсных частиц марганцевистой фазы или образованием блоков внутри зерен твердого раствора.

Максимальные значения прочности полуфабрикатов из сплавов на основе системы Al—Zn—Mg—Si достигаются при температурах закалки 460—475°C с последующим искусственным старением. Режимы старения: сплава В93 — ступенчатый (120°C — 3 ч + 165°C — 4 ч); сплава В94 — ступенчатый (100°C — 3 ч + 165°C — 3 ч); сплава В95—плакированные листы — 120°C 24 ч; сплавов В95 — неплакированные полуфабрикаты, В96, В96ц — 135-145°C в течение 16 ч или ступенчатый (120°C — 3 ч + 160°C — 3 ч).

Сплавы на основе системы Al—Zn—Mg—Si обладают высокой прочностью и пониженной пластичностью. Чувствительны к надразам. в закаленном и искусственно состаренном состоянии, отличаются удовлетворительной общей коррозионной стойкостью, однако склонны к коррозионному растрескиванию под напряжением (в особенности сплавы В96 и В96ц). Коррозионная стойкость естественно состаренных сплавов неудовлетворительная. Детали из этих сплавов следует анодировать и защищать лакокрасочными покрытиями.

Недостатками сплавов типа В95 являются пониженная пластичность, повышенная чувствительность к концентрации напряжений, большая анизотропия свойств в поперечном и продольном направлении волокон и склонность к коррозии под напряжением. Однако при правильной обработке, рациональном применении в конструкции и надлежащей защите от коррозии эти недостатки могут быть успешно устранены.

Сплав В95 хорошо сваривается точечной сваркой; сплавы В96 и В96ц удовлетворительно свариваются аргонодуговой сваркой. Пластичность сварного шва пониженная.

Все сплавы на основе системы Al—Zn—Mg—Si хорошо обрабатываются резанием.

Сплавы В93, В95, В96, В96ц применяют для изготовления нагруженных силовых деталей и конструкций в различных отраслях техники. Сплав В94 применяют для изготовления заклепок и заклепочной проволоки.

При длительной эксплуатации рабочие температуры изделий из сплавов на основе системы Al—Zn—Mg—Si не должны превышать 100°C.

10. Уровень эксплуатационных характеристик высокопрочных алюминиевых сплавов

Эффективность применения алюминиевых сплавов в летательных аппаратах — снижение веса конструкции при обеспечении требуемого уровня свойств

Снижение веса конструкции обеспечивается за счет:

- повышения прочности сплавов,
- снижения плотности сплавов,
- широкое применение сварки

Наибольший эффект достигается за счет:

- повышения прочности сплавов пониженной плотности.

Повышение прочности сплавов достигается в результате:

- разработки новых композиций сплавов и новых видов термической и термомеханической обработки с целью создания упрочняющих наноструктурных элементов;
- применения интенсивной пластической деформации (ИПД) с целью формирования ультрамелкозернистой (наноразмерной) зеренной структуры.
- Снижение плотности сплавов достигается в результате:
 - легирования сплавов системы Al-Mg, Al-Cu, Al-Cu-Mg литием: 1% Li снижает удельный вес на 3% за счет своей плотности 0,56 г/см³ и повышает модуль упругости на 6%

В настоящее время алюминиевые сплавы остаются основным конструкционным материалом современной авиационной техники: в планере современного самолета на их долю приходится не менее 50%.

Как известно, важнейшим параметром современного самолета является так называемая весовая эффективность. Вес самолетов, вертолетов и космических аппаратов напрямую связан с уровнем прочности и плотности (удельным весом) применяемых конструкционных материалов, поэтому создание высокопрочных алюминиевых сплавов с $\sigma_B \geq 600$ МПа и алюминий-литиевых сплавов с плотностью, пониженной на 10-15% и повышенным на 8-10% модулем упругости по сравнению с традиционными конструкционными алюминиевыми сплавами, можно по праву считать прорывом в современном авиационном материаловедении.

Другой путь достижения весового эффекта в авиационной конструкции заключается в замене клепаной конструкции на сварную, при которой заклепочные соединения в нахлест с герметизацией заменяются на сварку встык.

Отечественная и мировая практика показала, что широкое применение сварочных процессов при изготовлении конструктивных элементов самолета приведет не только к снижению веса, но и трудоемкости, что в свою очередь позволит снизить и стоимость изделий.

11. Виды термической обработки высокопрочных алюминиевых сплавов.

Закалка без полиморфного превращения — это термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре. Закалка без полиморфного превращения применима к любым сплавам, в которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой при высокой температуре.

СТАРЕНИЕ

Закаленный сплав находится в метастабильном состоянии и обладает повышенной свободной энергией, закаленный сплав стремится понизить свою свободную энергию, в результате чего твердый раствор распадается. Уже при комнатной температуре могут образовываться выделения из пересыщенного твердого раствора, однако в большинстве сплавов диффузионная подвижность атомов при комнатной температуре недостаточна, чтобы распад раствора прошел в необходимой степени за приемлемое время. Поэтому для изменения структуры и свойств закаленный сплав нагревают - подвергают старению (отпуску).

Главным процессом при старении и отпуске большинства закаленных промышленных сплавов является распад метастабильного твердого раствора. Так как распад пересыщенного раствора является диффузионным процессом, то степень распада, тип выделений из раствора, их дисперсность, форма и другие структурные характеристики зависят от температуры и продолжительности старения и, конечно, от природы сплава, его химического состава по основным компонентам.

Ступенчатое старение

Старение с выдержкой сначала при одной, а затем при другой температуре называют ступенчатым. Как правило, температуру первой ступени выбирают ниже, чем второй. Основная цель двухступенчатого (двойного) старения - создать большое число центров выделений на низкотемпературной ступени, когда пересыщенность твердого раствора велика, а затем на высокотемпературной ступени получить необходимую степень распада раствора и оптимальный размер выделений. В результате достигаются более высокая плотность и однородность распределения выделений, чем это возможно при одноступенчатом старении при повышенной температуре.

12. Системы легирования и номенклатура алюминиевых сплавов, температурный диапазон их применения.

Алюминиевые деформируемые сплавы различных систем легирования

- Термически неупрочняемые сплавы : Al-Mn, Al-Mg
- Сплавы повышенной пластичности: Al-Mg-Si, Al-Mg-Si-Cu
- Конструкционные и жаропрочные сплавы с медью и магнием: Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Fe-Ni
- Высокопрочные сплавы с цинком, магнием и медью: Al-Zn-Mg-Cu
- Ковочные сплавы: Al-Cu-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu
- Свариваемые термически упрочняемые сплавы с цинком и магнием: Al-Zn-Mg
- Криогенные и жаропрочные свариваемые сплавы с медью и марганцем: Al-Cu-Mn
- Сплавы алюминий-литиевые, пониженной плотности (Al-Li-Mg, Al-Li-Cu, Al-Li-Mg-Cu): конструкционные, высокопрочные, жаропрочные и криогенные, свариваемые
- **АК4-1** может применяться в конструкциях, работающих при температуре до 250°C
- **В95** для применения в конструкциях, работающих при температуре не выше 120°C
- **Д1, Д1П, Д16, Д16П** до 200°C
- Для работы при отрицательных (низких) и криогенных температурах -153 °С, являются сплавы **1100, 2014, 2024, 2090, 2219, 3003, 5083, 5456, 6061, 7005 и 7039**
- **Д19** — до 250°C.
- **АК8** используют для изготовления нагруженных конструкций, работающих длительное время при температуре до 100°C (подмоторные рамы, бандажи колес железнодорожных вагонов, лопасти винтов вертолетов и т. п.).
- **БД 17** обладает средней прочностью при нормальной температуре и высокой прочностью при 200—250°C

- **Д20** имеет относительно высокие прочностные характеристики при 200-300 °С.
- **АК4** и **АК4н1** применяют для кованных и штампованных деталей, работающих при температурах до 250°С.
- 1350 (АД35) от -70 до +50
- 1341 (АВ) от -70 до +50

Система	Марка	Al-Li-Cu-Mg	Al-Mg	Al-Mg	Al-Mg	
Al-Cu-Mg	1101 (Д1)		1430		1510 (АМг1)	
	(Д1ч)		1440		1520 (АМг2)	
	1160 (Д16)		1441		1530 (АМг3)	
	(Д16ч)	Al-Mg-Si	1310 (АД31)		1540 (АМг4)	
	1190 (Д19)		1330 (АД33)		1550 (АМг5)	
	1180 (Д18)		1350 (АД35)		1560 (АМг6)	
Al-Cu-Mg-Ni	1141 (АК4-1)		1341 (АВ)	Al-Zn-Mg-Cu	1561 (АМг61)	
	(АК4-1ч)				1913	
	1143(АК4-2)				1930 (В93)	
Al-Cu-Mn	1200 (Д20)				1933	
	1201		Al-Li-Cu		1450	1950 (В95)
	1210 (Д21)				1451	(В95пч)
Al-Li-Cu-Mn-Cd	1230 (ВАД23)		1460		(В95оч)	
Al-Si-Mg-Cu	1370 (АД37)		1461		1973	
Al-Cu-Si-Mg	1380 (АК8)				В96Ц	
					В96Ц-3	

13. Сплавы на основе интерметаллидов титан – алюминий. Сравнительные характеристики отечественных и зарубежных аналогов.

К интерметаллидным сплавам относят сплавы на основе упорядоченного интерметаллидного соединения с фиксированным соотношением компонентов.

Создание отечественных интерметаллидных сплавов, в отличие от зарубежных, ведется по пути исключения бора из состава легирующих элементов. Считается что введение бора приводит к снижению пластичности сплава в интервале температур 300-850 С за счет формирования борсодержащих эвтектик с пониженной температурой плавления. Отечественные сплавы имеют более сложный химический состав, по сравнению с зарубежными, и содержат некоторое количество тяжелых тугоплавких элементов (W, Re, Ta), что приближает их к современным жаропрочным никелевым сплавам. Введение таких элементов способствует повышению кратковременной прочности и сопротивления ползучести при температурах свыше 1000 С.

Данные сплавы считаются привлекательными для применения в авиационной промышленности, что обусловлено их низкой плотностью, высокой температурой плавления, высокой удельной прочностью и пластичностью.

Для высокотемпературного применения представляют интерес четыре интерметаллидные фазы: Ti₃Al(α₂), TiAl(γ), TiAl₂ и TiAl₃.

Максимальная рабочая температура Ti₃Al на воздухе не превышает 650 С. Имеются сложности при получении слитка, ковке или листовой прокатке. Повышения пластичности интерметаллида Ti₃Al при комнатной температуре добиваются путем дополнительного легирования и термической обработки. Основным легирующим элементом является ниобий. При легировании ниобием образуется упорядоченная орторомбическая фаза на основе интерметаллида Ti₂AlNb. Сплавы на основе интерметаллида Ti₂AlNb выделяют в самостоятельную группу. Легирование ниобием повышает прочность, пластичность, вязкость и характеристики жаропрочности. Ниобий содержится и в российских и в зарубежных сплавах. Первым зарубежным промышленным интерметаллидным сплавом на основе титана является сплав альфа-2 (Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo)

Интерметаллиды TiAl(γ) для повышения стойкости к окислению и сопротивлению ползучести также легируют ниобием. В зависимости от содержания ниобия принята классификация данных сплавов на четыре группы I - Ti-48Al-2Nb, II - Ti-(46-47)Al-(2-3)Nb, III

- Ti-45Al-(5-10)Nb, IV - Ti-45Al-(5-7)Nb-RM (RM - тугоплавкий элемент). Сплавы с высоким содержанием ниобия (III и IV типа), известные как TNB и TNM относят к сплавам нового класса.

Интерметаллидные сплавы на основе TiAl(γ) пока наиболее привлекательны для применения при изготовлении компонентов авиационных двигателей, в частности лопаток турбины низкого давления с рабочей температурой до 730 С. Интерметаллиды TiAl₃ характеризуются наибольшей стойкостью к окислению и представляют интерес в качестве основы при разработке новых классов конструкционных материалов.

В ВИАМ разработаны сплавы ВТИ-1, ВТИ-2, ВТИ-4, ВИТ-1 на основе системы Ti-Al-Nb-Zr-Si.

Сплав **ВТИ-2** рекомендован для изготовления деталей авиадвигателей (сопловые лопатки, корпуса) с рабочей температурой до 650°C (длительно) и до 700°C (кратковременно).

Сплав **ВТИ-4** рекомендуется для изготовления корпусных, статорных деталей авиадвигателей, облегченных панелей и элементов аэрокосмических конструкций с рабочей температурой до 650°C (длительно) и до 700°C (кратковременно).

Сплав **ВИТ1** рекомендован для изготовления деталей авиадвигателей (сопловые лопатки) с рабочей температурой до 700°C (длительно).

14. Эксплуатационные свойства интерметаллидных сплавов на основе титана. Изменение свойств в зависимости от режимов термообработки.

См. Пути оптимизации эксп.хар.

15. Перспективные технологические процессы литья лопаток ГТД, в т.ч. процесс литья лопаток из интерметаллидных никелевых и титановых сплавов.

16. Никелевые сплавы, применяемые в авиадвигателестроении.

17. Литейные жаропрочные сплавы и защитные покрытия для турбинных лопаток ГТД.

18. Формирование структурно-фазового состояния в процессе получения лопаточных заготовок. Виды основных дефектов в литых лопатках.

Агаркова Е.О.

19. Понятие коррозионной стойкости. Коррозионностойкие стали.

20. Требования, предъявляемые к коррозионностойким сталям.

Коррозионная стойкость – способность материала сопротивляться коррозионному воздействию среды – может определяться качественно и количественно: изменением массы образцов; объемом выделившегося водорода (или поглощенного кислорода); уменьшением толщины образцов; изменением показателей физ. или мех. свойств; плотностью тока коррозии; глубиной структурных изменений и др.

Коррозионностойкие стали эксплуатируют преимущественно в условиях электрохимической коррозии (хотя в принципе не исключено и протекание химической коррозии).

Коррозионностойкими сталями традиционно называют стали, обладающие высокой коррозионной стойкостью во влажной атмосфере и слабоагрессивных водных растворах. Стали, предназначенные для работы в средах повышенной агрессивности, называют *коррозионностойкими*.

Чтобы сталь являлась коррозионностойкой, в ней должно быть не менее 13% Cr

В литературе используют разные классификации коррозионностойких (нержавеющих) сталей и сплавов. В зависимости от химического состава стали и сплавы разделяют на классы по основному составляющему элементу: хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые, хромоникельмолибденовые др.

Наиболее распространено подразделение по структурным признакам. В зависимости от структуры стали подразделяют на классы: ферритный, мартенситный, аустенитный, феррито-мартенситный, аустенито-мартенситный, аустенито-ферритный. В отдельный класс обычно выделяют коррозионностойкие сплавы на основе никеля (никеля и хрома, никеля и молибдена).

21. Ферритные хромистые коррозионностойкие стали.

Эти стали применяют для изготовления изделий, работающих в окислительных средах (например, в растворах азотной кислоты), для бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности и для теплообменного оборудования в энергомашиностроении.

Ферритные хромистые стали имеют высокую коррозионную стойкость в азотной кислоте, водных растворах аммиака, в аммиачной селитре, смеси азотной, фосфорной и фтористоводородной кислот, а также в других агрессивных средах.

Коррозионная стойкость сталей ферритного класса повышается с увеличением содержания в них хрома, уменьшением содержания углерода и азота. В зарубежной практике разработаны стали с низким суммарным содержанием углерода и азота (0,025...0,035 %), содержащие 18...28 % Cr и 2...4 % Mo, стабилизированные Ti или Nb. Эти стали называют суперферритами; они имеют высокую стойкость во многих агрессивных средах, стойки против коррозии под напряжением, питтинговой и щелевой коррозии. В стали типа 12X17 при высокотемпературном нагреве возможно образование аустенита, количество которого зависит от содержания углерода. Только при $C \leq 0,03$ % в структуре стали наблюдается чисто ферритная структура. Наибольшее количество аустенита образуется при темпе-

ратурах 1000...1100 °С, при более высоких температурах содержание аустенита снижается (рис. 158).

Образование аустенита в сталях этого типа нежелательно, так как при охлаждении происходит мартенситное превращение, что повышает твердость, снижает пластичность сталей, вызывает склонность к МКК. Для предотвращения этого явления уменьшают содержание углерода или вводят титан, ниобий, молибден (стали 08X18T, 015X18M2Б), которые способствуют получению однофазной структуры, а образование карбидов титана и ниобия снижает склонность к росту зерна и улучшает коррозионную стойкость, в частности, сварных швов.

Термическая обработка ферритных сталей зависит от конкретных условий производства и эксплуатации (рис. 174). Для того чтобы избежать хрупкости при 475 °С, выделения σ -фазы и склонности к МКК, применяют отжиг при 560...800 °С (рис. 174, б) с учетом временных характеристик τ_{\min}^{σ} и $\tau_{\min}^{475^{\circ}}$ или закалку с нагревом в интервале 870...950 °С в течение 1 ч с охлаждением в воде (рис. 174, в).

Хромистые стали ферритного класса можно с успехом использовать при работе в агрессивных средах в интервале температур 100...350 °С, который ограничен с одной стороны хладноломкостью, а с другой – началом развития хрупкости 475 °С.

Недостатками хромистых сталей ферритного класса являются: склонность к росту зерна при нагреве; хрупкость при 475 °С или вследствие выделения σ -фазы; сравнительно невысокие характеристики прочности и жаропрочности; ограниченные технологические возможности по горячей обработке в связи с требованием обеспечения сравнительно мелкого зерна и, следовательно, низкой температуры окончания деформации; трудности в обеспечении свариваемости и коррозионной стойкости сварных швов.

Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, %				Режим термической обработки
	С	Cr	Ni	другие	
<i>Стали ферритного класса</i>					
12X17	< 0,12	16...18	–	–	Нормализация 800 °С
08X18T1	< 0,08	16...19	–	0,6...1 Ti	Нормализация 850 °С
15X25T	< 0,15	24...27	–	(5С...0,9)Ti	Отжиг 750...780 °С

22. Мартенситные и мартенситно-ферритные хромистые коррозионностойкие стали.

Мартенситные и мартенсито-ферритные стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в слабоагрессивных средах (в слабых растворах солей, кислот) и имеют высокие механические свойства (табл. 39). В основном их используют для изделий, работающих на износ, в качестве режущего инструмента, в частности ножей, для упругих элементов и конструкций в пищевой и химической промышленности, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами (например, 4...5 %-ная уксусная кислота, фруктовые соки и др.). Эти стали применяют после закалки и отпуска на заданную твердость. Благодаря малой критической скорости закалки стали 30X13, 40X13 закаливаются на мартенсит при охлаждении на воздухе (рис. 172). Закалку изделий из этих сталей проводят от температур 950...1020 °С, так как только выше этих температур происходит полное растворение в аустените карбидов $Cr_{23}C_6$. После закалки стали отпускают на требуемую твердость. Так, после закалки сталь 40X13 имеет твердость HRC 56...58, после отпуска при 200... 300 °С HRC 50, а после отпуска при 600 °С HRC 32...34. В интервале 480...520 °С наблюдается существенное снижение пластичности и ударной вязкости сталей из-за развития отпускной хрупкости.

После закалки стали имеют высокую коррозионную стойкость. Отпуск при 200...400 °С проводят для снятия внутренних напряжений; он не оказывает влияния на коррозионную стойкость. При отпуске выше 500 °С происходит распад мартенсита на феррито-карбидную смесь и выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$, структура стали становится гетерогенной, ферритная матрица обедняется хромом, коррозионная стойкость резко снижается (рис. 173). Отпуск при более высоких температурах повышает коррозионную стойкость. Чем больше в стали углерода, тем больше выделяется карбидов хрома и тем сильнее снижается коррозионная стойкость. В связи с этим в практике используют стали с переменным содержанием углерода и хрома: чем выше в стали содержание углерода, тем больше требуется хрома для обеспечения необходимой коррозионной стойкости.

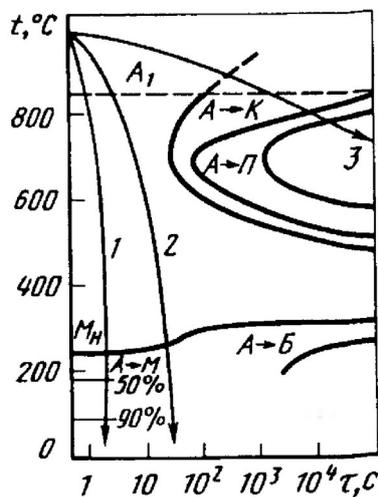
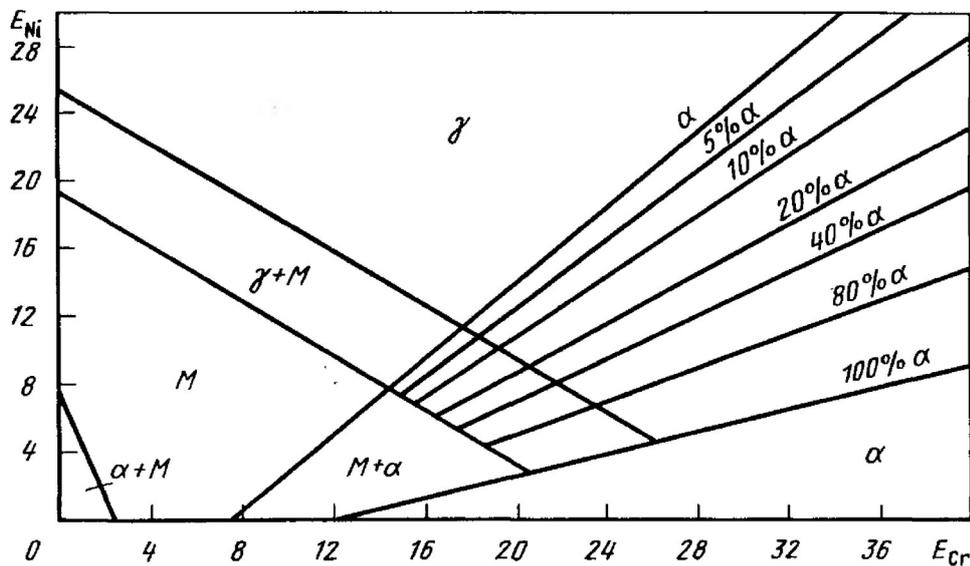


Рис. 172. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 40X13 (А.П. Гуляев, Т.Б. Токарева): 1 — закалка в масле; 2 — охлаждение на воздухе; 3 — охлаждение в печи

Стали мартенситного класса					
40X13	0,36...0,45	1050	600	1140	9
30X13	0,26...0,35	1000	640	960	7
Стали мартенсито-ферритного класса					
20X13	0,16...0,25	1020	600	850	6
12X13	0,09...0,15	1030	680	740	5
08X13	≤ 0,08	1000	680	510	3

23. Диаграмма Шеффлера.



Для облегчения определения фазового состава сталей существуют структурные диаграммы, из которых наиболее распространенной является диаграмма А. Шеффлера, построенная вначале для металла сварных швов (рис. 159). По линиям, приведенным на рисунке, подсчитываются эквиваленты, которые учитывают аустенитообразующее и ферритообразующее действие различных элементов. Аустенитообразующее действие сравнивается с никелем, а ферритообразующее – с хромом. Подсчет эквивалентов (E_{Ni} и E_{Cr}) позволяет получить точку на диаграмме, попадающую в ту или иную фазовую область:

$$E_{Ni} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn; \quad (43)$$

$$E_{Cr} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb. \quad (44)$$

Например, требуется оценить фазовый состав стали 20Х13Н4Г9. Для нее:

$$E_{Cr} = \% Cr = 13;$$

$$E_{Ni} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn = 4 + 30 \cdot 0,2 + 0,5 \cdot 9 = 14,5.$$

24. Диаграмма Потака-Сагалевиц

Одна из поздних структурных диаграмм коррозионностойких сталей, предложенная Я.М. Потаком и Е.А. Сагалевиц и применимая к закаленным сталям, приведена на рис. 160. Она соответствует структуре сталей после закалки от температур 1050...1100 °С, принятых в практике при термической обработке.

В отличие от диаграммы А. Шеффлера использование ее требует подсчета эквивалента ферритообразования $E_{Ф}$ ($C_{Ф}^{Ф_{экр}}$) с учетом ферритообразующей способности легирующих элементов и эквивалента мартенситообразования $E_{М}$ ($C_{М}^{М_{экр}}$) с учетом влияния легирующих элементов на положение мартенситной точки. Кроме того, предлагается учитывать обязательное присутствие в коррозионностойких сталях азота и углерода в количестве 0,02...0,04 %, для чего в левой нижней части диаграммы приведена графическая зависимость расчетных коэффициентов $K_{Ф}$ и $K_{М}$ от суммарного содержания азота и углерода.

Подсчет эквивалентов ферритообразования $E_{Ф}$ и мартенситообразования $E_{М}$ может быть произведен по следующим формулам:

$$E_{Ф} = \% Cr - 1,5 \% Ni + 2 \% Si - 0,75 \% Mn - K_{Ф} \times (\% C + \% N) + \% Mo + 4 \% Al + 4 \% Ti + 1,5 \% V + 0,5 \% W + 0,9 \% Nb - 0,6 \% Co - 0,5 \% Cu, \quad (45)$$

$$E_M = 20 - [\% \text{Cr} + 1,5 \% \text{Ni} + 0,7 \% \text{Si} + 0,75 \% \text{Mn} + K_M (\% \text{C} + \% \text{N}) + 0,6 \% \text{Mo} + 1,5 \% \text{V} + 1,1 \% \text{W} + 0,2 \% \text{Co} + 0,2 \% \text{Cu} + 1,9 \% \text{Ti} - 0,1 \text{Al}] \quad (46)$$

Например, требуется оценить фазовый состав закаленной стали 12Х13. Для нее K_Φ и K_M при суммарном содержании $(\text{C} + \text{N}) \% = 0,12 + 0,03 = 0,15 \%$ соответственно равны 32 и 35. Тогда подсчет по формулам (45), (46) дает:

$$E_\Phi = \% \text{Cr} - K_\Phi (\% \text{C} + \% \text{N}) = 13 - 32 \cdot 0,15 = 8,2;$$

$$E_M = 20 - \% \text{Cr} + K_M (\% \text{C} + \% \text{N}) = 20 - (13 + 35 \cdot 0,15) = 1,75.$$

Обращение к рис. 160 позволяет определить, что сталь после закалки имеет мартенсито-ферритную структуру с содержанием δ -феррита более 10 %.

Существенно, что в сталях аустенито-мартенситного класса при значениях $E_\Phi > 6$ диаграмма предсказывает наличие в закаленном состоянии δ -феррита.

25. Коррозионностойкие хромоникелевые стали аустенитного класса.

8-12% Ni (8% - минимальное содержание никеля, чтобы сталь была аустенитной)

18% Cr

не более **0,1% C**

X18H9

X18H10

12X18H10T

При холодной пластической деформации в этих сталях может происходить мартенситное превращение.

При содержании 8% Ni и 18% Cr $T_{\text{начала мартенситного превращения}}$ ниже комнатной.

*Аустенит – деформируемый
Мартенсит – хрупкий; прочный*

Могут упрочняться из-за мартенсита деформации. Появление мартенсита возможно при обработке холодом.

Преимущества: высокие служебные характеристики (прочность, пластичность, коррозионная стойкость в большинстве рабочих сред).

Недостаток: склонность к МКК (по границам зерен).

МКК возникает из-за того, что по границам зерен, богатым углеродом, он связывается в карбиды Cr_{23}C_6 . В результате в приграничных участках происходит обеднение хромом твердого раствора и эта «обедненная» концентрация (<12%) не обеспечивает кор.ст.

Выделение карбидов по границам зерен снижает пластичность стали.

Меры борьбы с МКК:

1. Снижение содержания C до значений, не превышающих его предельную растворимость в аустените при комнатной температуре (0,02%).
2. Введение в сталь сильных карбидообразователей (Ti, Nb) для связывания C в спец.карбиды.
3. Закалка сталей от 1050-1100 °С, которая обеспечивает растворение специальных карбидов.
4. Стабилизирующий отжиг при 850-950 °С. Он приводит к выравниванию состояния аустенита по телу зерна.

Заменителем Ni в аустенитных сталях может быть Mn

14X14AГ15, 10X14Г14Т – Ni нет

20X13H4Г9, 12X17Г9АН4 – частичная замена Ni (для работы в средах средней агрессивности).

Если снизить содержание C до 0,01%, то такие стали могут работать при криогенных температурах.

26. Коррозионностойкие хромоникелевые стали аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного класса.

Аустенито-ферритные стали. Преимущество сталей этой группы – повышенный предел текучести по сравнению с аустенитными однофазными сталями, отсутствие склонности к росту зерна при сохранении двухфазной структуры, меньшее содержание остродефицитного никеля и хорошая свариваемость, меньшая склонность к МКК. Состав, режимы термической обработки и свойства некоторых аустенито-ферритных сталей приведены в табл. 41.

Повышенное сопротивление МКК объясняют более мелкозернистой структурой двухфазных сталей, что приводит к меньшей концентрации карбидных фаз по границам (выделением карбидов типа $Me_{23}C_6$ на границе δ - γ -фаз). Поскольку условия проявления МКК в этих фазах разные, то концентрация хрома в приграничных участках не опускается ниже допустимого уровня. Так как концентрация углерода в аустените выше, чем в феррите, карбиды выделяются по границам, не образуя непрерывной сетки.

Аустенито-ферритные стали находят широкое применение в различных отраслях современной техники, особенно в химическом машиностроении, судостроении, авиации.

Принципиальное отличие сталей аустенито-ферритного класса состоит в том, что благодаря более высокому содержанию в них хрома аустенит становится более устойчивым по отношению к мартенситному превращению, хотя полностью исключить возможность образования мартенсита в этих сталях не всегда удается.

Аустенито-ферритные стали весьма сложны по химическому составу, могут иметь в структуре различное соотношение аустенитной и ферритной фаз. В них могут происходить следующие основные фазовые превращения:

1. Изменение количества аустенита и феррита в зависимости от температуры нагрева (в соответствии с положением линий на диаграмме состояния).

2. Распад δ -феррита с образованием σ -фазы и вторичного аустенита.

3. Выделение карбидных, нитридных и интерметаллидных фаз, которое может происходить как из аустенита, так и из феррита.

4. Мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha_m$ -превращения при охлаждении или при деформации.

5. Процессы охрупчивания ферритной фазы, связанные с явлением упорядочения и расслоения («хрупкость 475 °C»).

Промежуточную термическую обработку сталей этого класса проводят обычно для снятия наклепа при производстве тонкого листа или проволоки. При этом после смягчающей термической обработки или горячей деформации охлаждение от 900...1000 °С должно быть ускоренным, чтобы предотвратить охрупчивание.

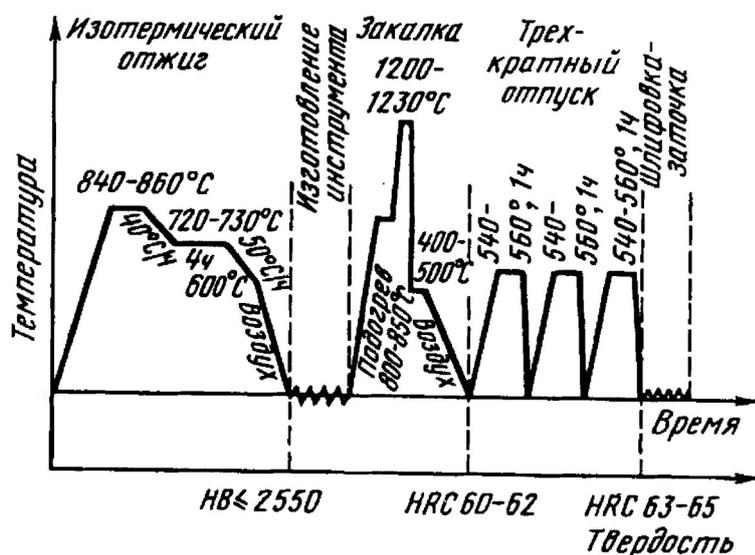
Температуру закалки этих сталей выбирают в зависимости от состава и назначения детали; она обычно составляет 900...1100 °С. Стали, предназначенные для сварных деталей, подвергают отпуску для снятия напряжений, причем температуры и время отпуска выбирают с учетом предотвращения охрупчивания стали в интервале «хрупкости 475 °С» и охрупчивания вследствие сигматизации сталей в интервале 650...850 °С.

Аустенито-мартенситные стали. Потребности новых отраслей современной техники в коррозионностойких сталях повышенной прочности и технологичности привели к разработке сталей аустенито-мартенситного (переходного) класса.

Структура этих сталей после закалки представляет собой неустойчивый (метастабильный) аустенит, который может претерпевать мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha_m$ -превращение в результате обработки холодом или пластической деформации ниже M_d . Свойства определяются соотношением количества аустенита и мартенсита в структуре. Изменения прочностных свойств в зависимости от содержания легирующих элементов в сталях мартенситного (I), переходного (II) и аустенитного (III) классов приведены на рис. 178.

Марка стали	Содержание основных элементов, %				Режим термической обработки
	C	Cr	Ni	другие	
<i>Аустенито-ферритные стали</i>					<i>Аустенито-ферритные стали</i>
08X22H6T	< 0,08	21...23	5,3...6,3	(5С...0,65) Ti	Закалка 1050 °С. Деформация 35 %
08X21H6M2T	< 8,08	20...22	5,5...6,5	(1,8...2,5) Mo (0,2...0,4) Ti	Закалка 1050 °С
08X18Г8Н2Т	< 0,08	17...19	1,8...2,8	(0,2...0,5) Ti (7,9...9,0) Mn	Закалка 1000 °С
<i>Аустенито-мартенситные стали</i>					<i>Аустенито-мартенситные стали</i>
07X16H6	0,05...0,09	15,5...17,5	5,0...8,0	–	Закалка 1000 °С. Обработка холодом –70°С, 2 ч. Отпуск 350 °С
09X15H9Ю	< 0,09	14...16	7,0...9,4	(0,7...1,3) Al	Закалка 975 °С. Обработка холодом –70 °С, 2 ч. Старение 450 °С, 1 ч
08X17H5M3	0,06...0,1	16...17,5	4,5...5,5	(3...3,5) Mo	Нормализация 950 °С. Обработка холодом –70°С, 2 ч. Старение 450°С, 1 ч. Деформация 70 %

27. ТО инструмента из быстрорежущих сталей. Закалка.



Закалка инструмента из быстрорежущей стали чаще всего проводится с аустенитизацией в соляных ваннах. Нагрев под закалку вследствие низкой теплопроводности быстрорежущей стали проводят с предварительным подогревом при температуре 800...850 °С. Для сложного крупногабаритного инструмента (сечением более 30 мм) делают дополнительные ванны подогрева при 400...500 °С, а иногда еще и при 1000...1100 °С. Оптимальная температура аустенитизации зависит от вида инструмента. Резцы и крупные сверла закалывают от верхней температуры рекомендуемого интервала, резьбовой, зуборезный инструмент и фрезы – до нижней температуры. Колебания температуры соляной ванны не должны превышать ± 5 °С. Особенно строгим должен быть контроль состава соляной ванны с целью исключения обезуглероживания. Выдержка при температуре закалки не должна быть больше, чем это необходимо для растворения карбидных фаз, так как в противном случае наблюдается сильный рост зерна. Выдержку определяют по специальным формулам (Е.А. Смольников) или номограммам. Охлаждение при закалке проводят в масле или горячих средах (ступенчатая или изотермическая закалка). После горячей среды инструмент охлаждают на воздухе. После закалки следует измерение твердости, а на образцах-свидетелях контролируют размер зерна в изломе.

Закалка (**высокотемпературный нагрев под закалку**, при котором вторичные карбиды растворяются в аустените, обогащая его углеродом и ЛЭ, это является основным условием обеспечения теплостойкости). Проводится в масле.

28. **ТО инструмента из быстрорежущих сталей. Изотермический отжиг.**

Цель смягчающего отжига – понизить твердость до НВ ~250...300 и подготовить структуру стали к закалке. Режим обработки: аустенитизация 840...860 °С, охлаждение со скоростью 30...40 °С/ч до 720...750 °С, выдержка не менее 4 ч, охлаждение со скоростью 40...50 °С/ч до 600 °С и далее на воздухе. Такой отжиг является изотермическим. Из отожженной стали изготавливают необходимый инструмент.

29. **Инструментальные стали. Классификация. Основные свойства.**

К инструментальным относят стали, применяемые для обработки материалов резанием и давлением и обладающие определенными свойствами (твердостью, теплостойкостью, износостойкостью и др.) в условиях эксплуатации.

По составу инструментальные стали, как и другие, подразделяют на углеродистые, низколегированные, легированные и высоколегированные.

По структуре в равновесном состоянии, определяемой составом сталей, – на доэвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные. Большинство инструментальных сталей являются заэвтектоидными и ледебуритными. Как правило, такие стали имеют высокую твердость и низкую вязкость. Меньшее число инструментальных сталей являются доэвтектоидными. Они обладают повышенной твердостью и повышенной вязкостью.

По назначению инструментальные стали делят на стали для режущих инструментов, штамповые стали для холодного деформирования, штамповые стали для горячего деформирования, стали для измерительного инструмента.

К ним предъявляются повышенные требования по основным свойствам:

Твердость (HRC 60-65);

Теплостойкость – способность сохранять твердость HRC 60 после четырехчасового нагрева до определенной температуры;

Прочность

Ударная вязкость

Износостойкость

Прокаливаемость

По технологическим свойствам:

Стали должны обладать горячей пластичностью;

Хорошо обрабатываться резанием в отожженном состоянии;

Шлифоваться в закаленном состоянии.

30. Стали для режущего инструмента (углеродистые, легированные).

Стали для режущего инструмента (резцы, сверла, фрезы, протяжки, метчики, пилы и т.д.) должны обладать высокой твердостью режущей кромки – HRC 63...66; высокой прочностью и сопротивлением малой пластической деформации; теплостойкостью (красностойкостью), особенно при высоких скоростях резания и обработке труднообрабатываемых деталей.

Углеродистые

Углеродистые инструментальные стали являются наиболее дешевыми. Как правило, их применяют для изготовления малоответственного режущего инструмента, работающего при малых скоростях резания, не подвергаемого разогреву в процессе эксплуатации. Углеродистые

Достоинствами углеродистых сталей является то, что в малых сечениях (до 15...20 мм) после закалки достигается высокая твердость в поверхностном слое (HRC 63...66) и мягкая, вязкая сердцевина инструмента (рис. 213). Такие свойства благоприятны для такого инструмента, как ручные метчики, напильники, пилы, стамески, долота, зубила и т.д. В отожженном состоянии углеродистые стали имеют низкую твердость (HB 150...180), в них легко при

Недостатками углеродистых сталей являются малая прокаливаемость и закаливаемость. Она не позволяет применять эти стали для инструмента сечением более 20...25 мм. Стали нетеплостойки, высокая твердость их сохраняется лишь до температур 250...

Легированные

Легирование производится для повышения прокаливаемости.

Подобные стали используют для изготовления метчиков, пил, зубил, отрезных матриц и пуансонов, ножей холодной резки, подвергаемых местной закалке.

Марка стали	Содержание основных элементов, %				Закалка		Критический диаметр при закалке, мм		Отпуск	
	C	Cr	V	другие	температура, °C, среда	HRC	вода	масло	температура, °C	HRC
<i>Стали неглубокой прокаливаемости</i>					<i>Стали неглубокой прокаливаемости</i>					
7ХФ	0,63...0,83	0,4...0,7	0,15...0,30	–	820...840, м	62...64	20...25	8...15	200...220	58...60
9ХФ	0,80...0,90	0,4...0,7	0,15...0,30	–	850...880, м	61...64	15...20	5...8	200...250	58...60
					820...840, в	61...64	–	–	200...250	55...58
11ХФ	1,05...1,15	0,4...0,7	0,15...0,30	–	840...860, м	62...64	15...25	7...10	150...170	62...65
					810...830, в	62...65	–	–	150...170	62...65
13Х	1,25...1,40	0,4...0,7	–	–	780...810, в	62...64	20...25	10...15	150...170	62...65
ХВ4	1,25...1,45	0,4...0,7	0,15...0,30	(3,5...4,3)W	800...820, в	63...65	–	–	140...170	62...67
В2Ф	1,05...1,22	0,2...0,4	0,20...0,30	(1,6...2,0)W	800...850, в	66...67	–	–	100...180	62...65
<i>Стали глубокой прокаливаемости</i>					<i>Стали глубокой прокаливаемости</i>					
9Х1	0,80...0,95	1,4...1,7	–	–	820...850, м	61...63	20...40	6...30	160...180	59...61
9ХС	0,85...0,95	0,95...1,25	–	(1,2...1,6)Si	840...860, м	62...63	42...70	13...35	180...250	58...62
ХГС	0,95...1,05	1,30...1,65	–	(0,4...0,7)Si; (0,85...1,25)Mn	820...860, м	62...64	72...100	46...67	150...160	61...63
ХВГ	0,90...1,05	0,90...1,20	–	(0,8...1,10)Mn; (1,2...1,6)W	830...850, м	62...63	–	–	150...200	62...63
					830...850, м	62...63	–	–	200...300	58...62
9Х5ВФ	0,85...1,00	4,50...5,50	0,15...0,30	(0,8...1,2)W	950...1000, м	59	–	–	280...300	57...58
					950...1000, м	59	–	–	400...420	55...56
8Х4В2М2Ф2	0,80...0,90	3,50...4,50	1,90...2,50	(2,50...3,20)W; (2,50...3,00)Mo	1150...1170, м	60...62	–	–	550...560	60...61
									(3-х кратный)	

31. Штамповые стали. Принципы выбора состава штамповых сталей.

Стали, применяемые для изготовления инструмента, предназначенного для изменения формы материала деформированием без снятия стружки, относятся к *штамповым*.

По условиям работы штамповые стали делят на стали для холодного деформирования и стали для горячего деформирования. К штамповым сталям условно можно отнести и

2. СТАЛИ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Штамповые стали для холодного деформирования должны иметь высокую твердость, износостойкость и повышенную вязкость (особенно для инструментов, работающих при динамических нагрузках). При жестких условиях работы (большие скорости деформирования, динамические нагрузки), связанных со значительным разогревом инструмента (до 300...400 °С), необходимым свойством становится теплостойкость стали. В качестве штамповых сталей для холодного деформирования могут применяться нетеплостойкие углеродистые или легированные стали (вытяжные и высадочные малогабаритные штампы, работающие при небольших давлениях и скоростях деформирования и т.п.) или полутеплостойкие высокохромистые (3...12 % Cr) с 0,7...1,5 % C, дополнительно легированные ванадием, молибденом, вольфрамом и другими элементами.

3. СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Штамповые стали для горячего деформирования предназначены для изготовления инструментов (штампов), работающих при повышенных температурах, многократных теплосменах (нагрев и охлаждение), динамических нагрузках, а в ряде случаев и при значительном коррозионном воздействии обрабатываемого металла (формы литья под давлением). Поэтому эти стали должны иметь высокую теплостойкость, вязкость, сопротивление термической усталости (разгаростойкость), коррозионную стойкость (окалиностойкость).

32. ТО инструмента из быстрорежущих сталей. Старение.

Отпуск мартенсита следует осуществлять сразу же после закалки во избежание стабилизации остаточного аустенита. Оптимальные температуры отпуска разных сталей указаны в табл. 53. Выдержка при каждом отпуске 1 ч, а последующее охлаждение следует проводить до комнатной температуры в целях более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит. На рис. 224 указан трехкратный отпуск. В зависимости от количества остаточного аустенита и типа инструмента количество отпусков может быть от двух до четырех.

33. Быстрорежущие стали. Требования, предъявляемые к быстрорежущим сталям.

Применение быстрорежущих сталей для режущего инструмента позволяет повысить скорости резания в несколько раз, а стойкость инструмента – в десятки раз. Главной отличительной особенностью быстрорежущих сталей является их высокая теплостойкость или красностойкость¹ (600...700 °С) при наличии высокой твердости (63...70 HRC) и износостойкости инструмента. Уникальные свойства быстрорежущих сталей достигаются посредством специального легирования и сложной термической обработки, обеспечивающих определенный фазовый состав.

Инструментальная высоколегированная сталь, сохраняющая высокую твердость при нагреве до 600 °С.

Инструментальная сталь, относящаяся к карбидному (ледебуритному) классу. Маркируется путем простановки в начале марки буквы «Р», за которой идет цифра, указывающая концентрацию вольфрама в процентах. Кроме вольфрама в стали присутствуют другие карбидообразующие элементы (ванадий (V), хром (Cr), молибден (Mo)).

Быстрорежущие стали обладают высокой твердостью (HRC 62...64) и теплостойкостью. Эти свойства достигаются после специальной термообработки, состоящей из закалки с температуры 1250...1290 °С, последующей обработки холодом при температуре минус 80 °С и последующего трехкратного отпуска при температуре 560 °С. После такой термообработки режущие свойства стали сохраняются до температуры 650 °С. Для дальнейшего повышения теплостойкости в быстрорежущей стали увеличивают концентрацию ванадия и молибдена и вводят кобальт. Из-за высокого содержания вольфрама быстрорежущие стали являются дорогостоящими. С целью снижения их стоимости заменяется часть вольфрама его химическим аналогом - молибденом.

Высокая твердость обеспечивается за счет легирования V. Он образует в стали наиболее твердый карбид, который увеличивает **теплостойкость** и **твердость**, благодаря эффекту дисперсионного твердения (из пересыщенного твердого раствора выделяются частички дисперсионной фазы).

Теплостойкость обеспечивается за счет легирования W и Mo.

34. Легирующие элементы в штамповых сталях.

Штамповые стали легируют такими элементами, как хром, вольфрам, молибден, ванадий, кремний, реже никель, марганец, кобальт, титан. Содержание углерода в штамповых сталях может меняться от 0,3 до 2,0 %, а в отдельных случаях и выше. Рассмотрим влияние некоторых элементов на фазовый состав и свойства их.

Хром в штамповых сталях может изменяться в очень широких пределах: от 0,5 до 13 % и выше. В зависимости от содержания хрома и углерода в сталях могут образовываться наряду с легированным хромом цементитом специальные карбиды Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$.

В комплексно легированных штамповых сталях хром способствует протеканию дисперсионного твердения при высоком отпуске закаленных сталей. Оптимальное содержание хрома в комплексно легированных дисперсионнотвердеющих штамповых сталях обычно составляет 4,4...5,5 %. В штамповых сталях высокой износостойкости содержание хрома обычно составляет около 12 %, что обусловлено необходимостью иметь достаточное количество высокотвердых карбидов.

Вольфрам и молибден в штамповых сталях могут входить в состав твердого раствора и карбидов $Me_{23}C_6$, Me_6C , а также образовывать карбиды типа Me_2C и MeC . В безуглеродистых или низкоуглеродистых сплавах с железом могут выделяться интерметаллидные фазы Fe_2W и Fe_3Mo_2 .

Увеличение содержания вольфрама и молибдена в комплексно легированных штамповых сталях (рис. 228) способствует измельчению зерна аустенита, т.е. увеличивает устойчивость стали против перегрева, при этом молибден менее эффективен, чем вольфрам.

Ванадий в штамповых сталях присутствует в карбиде VC и твердом растворе. Растворимость карбида типа MeC в аустените и, следовательно, степень насыщения ванадием твердого раствора зави-

сят от содержания ванадия и углерода в стали, а также от количества других элементов: Cr, W, Mo.

Ванадий благоприятно влияет на чувствительность штамповых сталей к перегреву. Повышая температуру интенсивного роста зерна аустенита, он значительно усиливает интенсивность дисперсионного твердения и повышает теплостойкость сталей. Теплостойкость штам-

Кремний и кобальт входят в состав некоторых штамповых сталей. Эти элементы, как некарбидообразующие, в основном находятся в твердом растворе. Кремний значительно упрочняет ферритную матрицу. Легирование штамповых сталей увеличенным содержанием кремния повышает их окалиностойкость. К недостаткам легирования кремнием относится укрупнение карбидов и возрастание хрупкости при отжиге.

К недостаткам легирования кобальтом относится склонность штамповых сталей к обезуглероживанию.

Никель и марганец используют для повышения прокаливаемости крупногабаритного штампового инструмента. Никель повышает пластичность сталей, в то же время при содержаниях более 2 % ускоряется выделение карбидов по границам аустенитных зерен в интервале 650...750 °С, что снижает пластичность стали.

35. Требования, предъявляемые к сталям, эксплуатируемым при высоких температурах.

Жаропрочностью называется способность сталей и сплавов выдерживать механические нагрузки при высоких температурах в течение определенного времени. При температурах до 600 °С обычно применяют термин теплоустойчивость.

Жаростойкость характеризует сопротивление металлов и сплавов газовой коррозии при высоких температурах. Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, должны, следовательно, обладать не только требуемой жаропрочностью, но и иметь достаточное сопротивление химическому воздействию газовой среды (жаростойкость) в течение заданного ресурса эксплуатации.

Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, подразделяют на группы:

- 1) теплоустойчивые стали, работающие в нагруженном состоянии при температурах до 600 °С в течение длительного времени;
- 2) жаропрочные стали и сплавы, работающие в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью;
- 3) жаростойкие (окалиностойкие) стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

36. Принципы создания жаропрочных сталей.

Состав жаропрочных сталей и сплавов должен обеспечивать высокое сопротивление ползучести и газовой коррозии с учетом условий работы материала в течение заданного срока службы.

При выборе основы для создания жаропрочных сплавов в первую очередь учитывают величину сил межатомной связи, которые принято оценивать по теплоте плавления и сублимации, температурам плавления, параметрам диффузии и самодиффузии, характеристическими температурами, модулю упругости и другим параметрам. Чем больше силы межатомной связи металла, тем большей жаропрочностью должны обладать сплавы на его основе.

Железо, никель и кобальт имеют близкие температуры плавления и другие характеристики сил межатомной связи (см. вывод на стр. 303).

В принципе жаропрочные сплавы на их основе должны иметь примерно одинаковые уровни свойств при высоких температурах. Однако достигнутый уровень жаропрочных характеристик сплавов на основе железа, кобальта и никеля заметно различается. Это объясняется неодинаковой способностью твердых растворов на основе этих металлов к упрочнению, природой упрочняющих фаз, структурной стабильностью, и, наконец, уровнем совершенства технологии производства этих сплавов.

37. Хромистые теплоустойчивые стали.

В эту группу объединены стали, содержащие от 5 до 13 % Cr и дополнительно легированные карбидообразующими элементами, такими как молибден, вольфрам, ниобий, ванадий, при содержании 0,08...0,22 % C. В структуре этих сталей могут присутствовать следующие составляющие: мартенсит, δ -феррит, карбиды ($Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , MeC) и интерметаллиды, в основном фазы Лавеса Fe_2Mo , Fe_2W , $Fe_2(Mo, W)$.

По основным структурным составляющим эти стали подразделяются на мартенситные и мартенсито-ферритные, что определяется содержанием хрома, углерода и сочетанием дополнительных легирующих элементов. Состав и свойства некоторых типичных сталей этой группы приведены в табл. 44.

Эти стали являются более теплоустойчивыми и жаростойкими, чем низколегированные стали. Они также более жаростойки в продуктах сгорания жидкого и твердого топлива, чем хромоникелевые аустенитные стали.

Хромистые стали этой группы обладают хорошими технологическими свойствами, высокой прочностью, пластичностью, ударной вязкостью.

Кроме того, некоторые стали этой группы имеют высокую демпфирующую способность и удовлетворительную релаксационную стойкость.

Указанные стали применяют для различных деталей энергетического машиностроения (лопатки, трубы, крепежные детали, детали турбин и др.), в основном работающие длительное время при температурах 600...650 °С.

Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, %						Режим термической обработки	$t_{исп}$ °С
	С	Cr	Mo	V	W	другие		
15X5	≤0,15	4,5...6,0	–	–	–	–	Нормализация 850...870 °С	–
15X5М	≤0,15	4,5...6,0	0,45...0,6	–	–	–	Нормализация 950...980 °С Отпуск 840...880 °С	480 540
15X5ВФ	≤0,15	4,5...6,0	–	0,4...0,6	0,4...0,7	–	Отжиг 850 °С « 870 °С	500 550
15X11МФ	0,12...0,19	10,0...11,5	0,6...0,8	0,25...0,40	–	–	Нормализация 1080...1100 °С Отпуск 720...740 °С	500 550 600
14X12В2МФ	0,10...0,17	11,0...13,0	0,6...0,9	0,15... 0,30	1,7...2,2	–	Нормализация 1020...1050 °С « Отпуск 700...730 °С	575 585 600 630
12X8ВМ1БФР	0,1...0,15	6,0...8,0	0,7...1,0	0,2...0,5	0,55...0,8	(1,15...0,4) Nb, (0,005...0,1) В	Нормализация 1000...1050 °С Отпуск 700...720 °С	550 600 650

38. Аустенитные жаропрочные стали

- Гомогенные АЖС
- Аустенитные стали с карбидным упрочнением
- Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением

Рабочие тем-ры сталей на основе Fe_α ограничены тем-рой 650 °С.

При создании жаропрочных аустенитных сталей необходимо решить след. задачи

1. Обеспечить путем легирования получение стабильной структуры, в которой можно растворить другие элементы. **Ni (Mn)**
2. Ввести в основу сплава элементы, обеспечивающие твердорастворное упрочнение и повышающие жаростойкость. **Cr, Mo, W**
3. Доп.легировать сталь элементами, способствующими гетерогенизации стр-ры за счет дисперсных термически устойчивых упрочняющих фаз, выделяющихся при старении.
4. Ввести микродобавки элементов, упрочняющих и очищающих границы зерен.

Главный элемент, стабилизирующий аустенитную структуру – Ni
Cr повышает стойкость к окислению. Можно использовать при повышенных температурах

Стали с карбидным упрочнением предназначены для работы при температурах 650...750 °С и довольно высоких уровнях напряжений. Их используют для изготовления ответственных деталей энергомашиностроения (диски и лопатки турбин, крепежные детали и др.).

Основу сталей с карбидным упрочнением составляют Cr–Ni или Cr–Ni–Mn-аустенит, содержащий 0,25...0,5 % углерода.

Уровень жаропрочности и термическая стабильность сталей данного класса зависят от температуры старения. При низких температурах (500...600 °С) выделение карбидных фаз протекает медленно, образуются высокодисперсные частицы, прочностные свойства при изотермической выдержке непрерывно возрастают. С повышением температуры старения (или испытания) скорость процессов выделения и коагуляции возрастает, достигается определенный максимум упрочнения, положение которого зависит от состава сплава (рис. 194). Чем сложнее карбидные фазы по составу, чем легированнее аустенит стали, тем больше эффект упрочнения при старении и медленнее развиваются процессы разупрочнения.

Жаропрочные хромоникелевые стали с интерметаллидным упрочнением, а также сплавы на хромоникелевой основе с высоким содержанием никеля (до 38 %) нашли применение при изготовлении компрессоров, турбин, дисков, сварных изделий, шпилек, болтов и других деталей, работающих при температурах до 750...850 °С.

Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением содержат повышенное количество никеля, титана и алюминия. Замена никеля марганцем в сталях этого типа не производится, так как он не образует благоприятных для упрочнения интерметаллических фаз и понижает жаростойкость.

Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, %				Режим термической обработки		$t_{исп}$, °С
	С	Cr	Ni	другие	$t_{зак}$, °С	$t_{стap}$, °С/ τ , ч	
<i>Гомогенные стали</i>							
10X18H12T	≤0,12	17...19	11...13	1...2 % Mn; ≤0,7 % Ti	1100...1200	–	600 650 700
08X15H24B4TP	≤0,08	14...16	22...25	1,4...1,8 % Ti; 4...5 % W; ≤0,005 % B	1130	–	700 750
<i>Стали с карбидным упрочнением</i>							
37X12H8Г8МФБ (ЭИ481)	0,34...0,4	11,5...13,5	7,0...9,0	7,5...9,5 % Mn; 1,1...1,4 % Mo; 0,25...0,45 % Nb; 1,25...1,55 % V	1140	660/16	600 650 800
40X15H7ГФ2МС (ЭИ388)	0,38...0,47	14...16	6...8	6...8 % Mn; 0,65...0,95 % Mo; 1,5...1,9 % V	1180...1220	790/– 800/16	600 700 800
<i>Стали с интерметаллидным упрочнением</i>							
10X11H20T3P (ЭП686)	≤0,1	10...12,5	18...21	2,6...3,2 % Ti; 0,8 % Al; ≤0,02 % B	1100...1180	740/16	600 700 800
08X11H35MTPOP	≤0,1	12...14	34...36	2,1...2,5 % Ti; 2,6...3,0 % Al; 3,0...3,8 % Mo; ≤0,015 % B	1150...1180	780/25	600 700 800

Марки сталей

1. 9X5BФ – сталь для режущего инструмента легированная с глубокой прокаливаемостью

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,9	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы.
W	1	Ферритообразующий	Обеспечивают высокую твердость после закалки (HRC 65..67) из-за получения карбида Me_6C и мартенсита с высоким сод.С.
Cr	5	Ферритообразующий	Обеспечивает прокаливаемость. Повышает устойчивость переохлажденного аустенита.
V	1	Ферритообразующий	Увеличивает кол-во карбидообразователей. Позволяет обеспечить меньшую чувствительность к перегреву.
ТО			
Закалка при 950...1000 °С в масле. Отпуск 280..300 °С или 400..420 °С.			
Применение			
Для ножей, применяемых для фрезерования древесины, строгальных пил и других деревообрабатывающих инструментов.			

2. P18 – сталь быстрорежущая теплостойкая

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,73-0,83	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы.

W	18	Ферритообразующий	Обеспечивают красностойкость благодаря образованию карбидов (Me_6C).
Cr	4	Ферритообразующий	Обеспечивает прокаливаемость.
V	1-1,4	Ферритообразующий	Образует в стали наиболее твердый карбид с формулой VC , который увеличивает красностойкость и твердость, благодаря эффекту дисперсионного твердения (из пересыщенного тв.р-ра выделяются частички дисперсной фазы).
ТО			
1). Изотермический отжиг (840-860 °C) с выдержкой при 720-750 °C 2). Высокотемпературная закалка в масле 3). Трехкратный отпуск (при 550-560 °C по 1 ч каждый)			
Применение			
Все виды режущего инструмента при обработке углеродистых легированных конструкционных сталей.			

3. P6M5 – сталь быстрорежущая умеренной теплостойкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,82-0,9	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Mo	5	Ферритообразующий	Обеспечивают красностойкость благодаря образованию карбидов (Me_6C).
W	6	Ферритообразующий	
Cr	4	Ферритообразующий	
V	1,7-2,1	Ферритообразующий	Образует в стали наиболее твердый карбид с формулой VC , который увеличивает красностойкость и твердость, благодаря эффекту дисперсионного твердения (из пересыщенного тв.р-ра выделяются частички дисперсной фазы).
ТО			
1). Изотермический отжиг (840-860 °C) с выдержкой при 720-750 °C 2). Высокотемпературная закалка в масле 3). Трехкратный отпуск (при 550-560 °C по 1 ч каждый)			
Применение			
Для всех видов режущего инструмента при обработке углеродистых легированных конструкционных сталей. Предпочтительно для изготовления резьбонарезного инструмента, работающего с ударными нагрузками.			

4. P18K5Ф2 – сталь быстрорежущая повышенной теплостойкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,85-0,95	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы.
Co	5	Аустенитообразующий	Повышает красностойкость. Увеличивает твердость.
W	18	Ферритообразующий	Обеспечивают красностойкость благодаря образованию карбидов (Me_6C).
Cr	4	Ферритообразующий	
V	2	Ферритообразующий	Образует в стали наиболее твердый карбид с формулой VC , который увеличивает красностойкость и твердость, благодаря эффекту дисперсионного твердения (из пересыщенного тв.р-ра выделяются частички дисперсной фазы).
ТО			
1). Изотермический отжиг (840-860 °C) с выдержкой при 720-750 °C 2). Высокотемпературная закалка в масле (1270-1290 °C) 3). Трехкратный отпуск (при 560-580 °C по 1 ч каждый)			
Применение			
Для черновых и получистовых инструментов при обработке высокопрочных, нержавеющей и жаропрочных сталей.			

5. P6AM5Ф3 – сталь быстрорежущая

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	1	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Mo	5	Ферритообразующий	Обеспечивают красностойкость благодаря образованию карбидов (Me_6C).
W	6	Ферритообразующий	
V	3	Ферритообразующий	Образует в стали наиболее твердый карбид с формулой VC, который увеличивает красностойкость и твердость, благодаря эффекту дисперсионного твердения (из пересыщенного тв.р-ра выделяются частички дисперсной фазы).
N	0,1	Аустенитообразующий	Обеспечивает торможение роста аустенитного зерна при нагреве под закалку, повышение износостойкости и теплостойкости.
Cr	4	Ферритообразующий	Обеспечивает прокаливаемость.
ТО			
1). Изотермический отжиг (840-860 °C) с выдержкой при 720-750 °C			
2). Высокотемпературная закалка в масле (1210-1230 °C)			
3). Трехкратный отпуск (при 540-560 °C по 1 ч каждый)			
Применение			
Для чистовых и получистовых инструментов при обработке нелегированных и легированных конструкционных сталей			

6. X6BФ – сталь штамповая для холодного деформирования

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	1	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы.
W	1	Ферритообразующий	Входит в состав тв.р-ра и карбидов. Увеличивает прокаливаемость, будучи в тв.р-ре.
Cr	6	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
V	1	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость, уменьшает чувствительность стали к перегреву, усиливает интенсивность дисперсионного твердения и повышает теплостойкость.
ТО			
Изотермический отжиг при температуре 830-850 °C с последующим охлаждением до 700-720 °C; выдержка 2-3 ч; охлаждение на воздухе.			
Применение			
Резьбонакатанный инструмент (ролики и плашки), ручные ножовочные полотна, бритвы, матрицы, пуансоны, зубонакатники и др. инструменты, предназначенные для хол.деф., для дерево			

7. 8X4B3M3Ф2 – сталь штамповая для холодного деформирования; дисперсионнотвердеющая с высоким сопротивлением смятию

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,8	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы.
W	3	Ферритообразующий	Входит в состав тв.р-ра и карбидов. Увеличивает прокаливаемость, будучи в тв.р-ре.
Mo	3	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода. Повышает прокаливаемость.
Cr	4	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Повышает устойчивость переохлажденного аустенита.
V	2	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость, уменьшает чувствительность стали к перегреву, усиливает интенсивность дисперсионного твердения и повышает теплостойкость.

ТО			
Закалка 1150...1170 °С, трехкратный отпуск по 1 ч 550 °С			
Применение			
Для изготовления резьбонакатных инструментов для холодной накатки, шлищенкатных роликов; деревообрабатывающих инструментов; ножей труборазрубочных прессов, гильотинных и других ножниц; пуансонов и матриц холодного объемного деформирования, эксплуатируемых с рабочими давлениями до 2000-2100 мПа.			

8. 7ХГНМ – сталь штамповая для холодного деформирования; высокопрочная; нетеплостойкая; с повышенной ударной вязкостью

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,7	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы.
Cr	1	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
Mn	1	Аустенитообразующий	Для увеличения прокаливаемости.
Ni	1	Аустенитообразующий	
Mo	0,5-0,8	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.

ТО			
Закалка 850-870 °С, трехкратный отпуск по 1 ч 140..160 °С HRC 60-61 (или 240..250 °С HRC 57-60)			
Применение			
Крупные высадочные штампы, работающие при небольших давлениях, накатные и резьбонакатные ролики для мягких металлов, не шлифуемых после закалки и отпуска, рифельные ножи толщиной 10-14 мм, вырубные и отрезные и пробивные штампы для мягких металлов.			

9. 5ХНМ – сталь штамповая для горячего деформирования умеренной теплостойкости и повышенной вязкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,5	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы.
Cr	0,5-0,8	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
Ni	1,4-1,8	Аустенитообразующий	Для увеличения прокаливаемости.
Mo	0,15-0,3	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.

ТО			
Закалка при 850 °С в масле, отпуск при 450 °С.			
Применение			
Молотовые штампы паровоздушных и пневматических молотов, прессовые штампы и штампы машинной скоростной штамповки при горячем деформировании легких цветных сплавов.			

10. 3Х2МНФ – сталь штамповая для горячего деформирования умеренной теплостойкости и повышенной вязкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,3	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы.
Cr	2	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
Ni	1,2-1,6	Аустенитообразующий	Для увеличения прокаливаемости.
Mo	0,4-0,6	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.
V	0,25-0,4	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость, уменьшает чувствительность стали к перегреву, усиливает интенсивность дисперсионного твердения и повышает теплостойкость.

ТО
Закалка 910..930 °С охлаждение в масле, отпуск 540..580 °С на воздухе.
Применение
Прессовый инструмент: втулки контейнеров, пресс-штемпели, матрицы, иглы, контейнеры и др. детали прессов и детали, работающие при температурах до 500 °С.

11. 4X4BMФС – сталь штамповая для горячего деформирования повышенной теплостойкости и вязкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,4	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы.
Cr	4	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
W	1	Ферритообразующий	Входит в состав тв.р-ра и карбидов. Увеличивает прокаливаемость, будучи в тв.р-ре.
Mo	1,2-1,5	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.
V	0,6-0,9	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость, уменьшает чувствительность стали к перегреву, усиливает интенсивность дисперсионного твердения и повышает теплостойкость.
Si	0,6-1	Ферритообразующий	Упрочняет ферритную матрицу и увеличивает прокаливаемость.

ТО
Закалка при 1050..1070 °С в масле. Отпуск 550 °С на воздухе.
Применение
Инструменты, работающие при повышенных температурах, многократных теплосменах, динамических нагрузках.

12. 2X6B8M2K8 – сталь штамповая для горячего деформирования высокой теплостойкости

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,2	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы.
Cr	6	Ферритообразующий	Увеличивает прокаливаемость. Может образ. спец. карбиды.
W	8	Ферритообразующий	Входит в состав тв.р-ра и карбидов. Увеличивает прокаливаемость, будучи в тв.р-ре.
Mo	2	Ферритообразующий	Усиливает эффект дисперсионного твердения при отпуске, уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.
Co	8	Аустенитообразующий	Ускоряет процесс дисперсионного твердения, т.к. присутствует в тв.р-ре => ↑ теплостойкость (прокаливаемость уменьшает).

ТО
Закалка при 1180..1200 °С. Отпуск 670...690 °С на воздухе.
Применение
Иглы, пуансоны для прессования жаропрочных и коррозионно-стойких сталей и сплавов, а также титановых сплавов при температурах до 650-675 °С, выполняемых без интенсивного охлаждения.

13. 12X17 – сталь коррозионнотойкая и жаростойкая ферритного класса; структура феррит.

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,12	Аустенитообразующий	Расширяет область γ-фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	17	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает T _{мп} и

			способствует переохлаждению аустенита.
ТО			
Закалка при 1050 °С. Отжиг при 750 °С, охлаждение на воздухе.			
Применение			
Крепежные детали, валики, втулки и другие детали аппаратов и сосудов, работающих в разбавленных растворах азотной, уксусной, лимонной кислоты, в растворах солей, обладающих окислительными свойствами и др.			

14. 30X13 – сталь коррозионностойкая мартенситного класса; структура мартенситная.

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,3	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Сг.
Сг	13	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Сг, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
ТО			
Закаливается на мартенсит при охлаждении на воздухе. Закалку проводят от температур 950 – 1020 °С. После закалки сталь отпускают на требуемую твердость. После закалки сталь имеет высокую кор.ст. Отпуск при 200 – 400 °С проводят для снятия внутренних напряжений.			
Применение			
Режущие и мерительные инструменты; валы крекинг-насосов, пружины, арматуры; детали компрессоров и других изделий, работающих при температуре до 450 °С, и в слабоагрессивных средах.			

15. 95X18 – сталь коррозионностойкая мартенситного класса.

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,95	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Сг.
Сг	18	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов.
ТО			
Закалка до температуры 1070 °С, 1 ч. Далее – быстрое охлаждение в масле. Закалка задает высокую хрупкость, которая устраняется последующим отпуском до 140 °С с выдержкой 1 ч.			
Применение			
Втулки, оси, стержни, шариковые и роликовые подшипники и другие детали, к которым предъявляются требования высокой твердости и износостойкости и работающие при температуре до 500 °С или подвергающиеся действию умеренно агрессивных сред.			

16. 20X13 – сталь коррозионностойкая мартенситно-ферритного класса; структура мартенситная.

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,2	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Сг.
Сг	13	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Сг, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
ТО			
Закаливается на мартенсит при охлаждении на воздухе. Закалку проводят от температур 950 – 1020 °С. После закалки сталь отпускают на требуемую твердость. После закалки сталь имеет высокую кор.ст. Отпуск при 600 °С приводит к распаду мартенсита на феррито-карбидную смесь и выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$ структура стали становится гетерогенной, ферритная матрица обедняется хромом, кор.ст. резко снижается.			
Применение			
Клапаны гидравлических прессов, лопатки паровых турбин, тарелки и седла клапанов, поршневые кольца и другие детали, подвергающиеся ударным нагрузкам и работающие при температуре до 450-500 °С; изделия, подвергающиеся воздействию слабоагрессивных сред.			

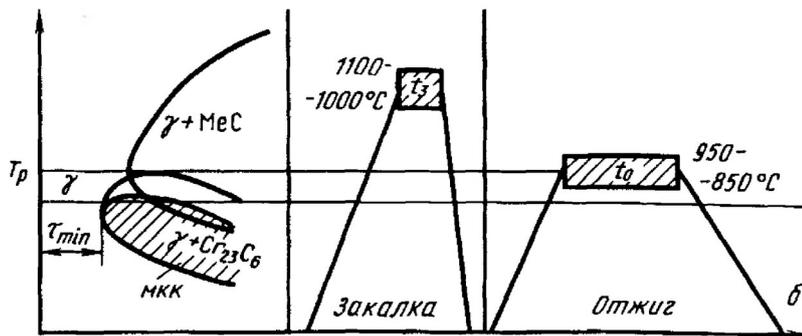
17. 08X18H10T – сталь коррозионнотойкая и жаростойкая аустенитного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,08	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	18	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	10	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.
Ti	< 1	Ферритообразующий	Для связывания углерода в специальные карбиды. Существенно сужает γ -область (область аустенитной структуры).

ТО

Стали закалывают из двухфазной области аустенита и специальных карбидов TiC, причем температура закалки не зависит от сод.C и составляет обычно 1000 – 1100 °С, охлаждение на воздухе. После закалки сталь приобретает оптимальное сочетание зарактеристик мех.свойств и кор.ст.

Цель ТО: получение аустенитной структуры, снятие внутренних напряжений и устранение склонности к МКК, которая возникает при сварке, горячей обработке давлением и др.



Применение

Детали и узлы основного оборудования и трубопроводов АЭУ с водяным теплоносителем. Сварная аппаратура, работающая в растворах азотной, фосфорной, уксусной кислот, растворов щелочей и солей; теплообменники, муфели, трубы, детали печной арматуры, изделия автомобилестроения, торгового машиностроения, товары широкого потребления.

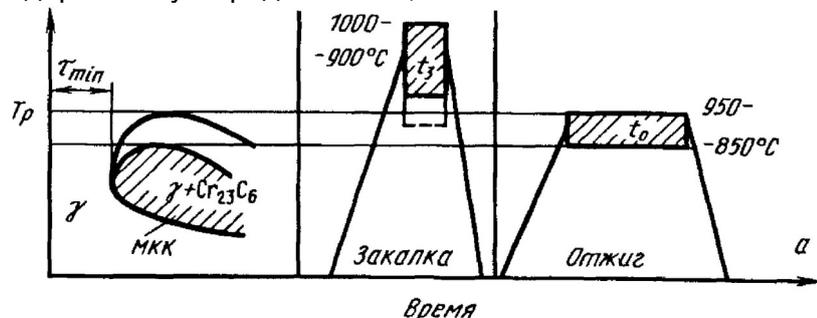
18. 12X18H9 – сталь коррозионнотойкая аустенитного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,12	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	18	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	9	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.

ТО

Заклчается в закалке из однофазной аустенитной области (от 1000 °С) в воду (закалка без полиморфного превращения). Считается, что закалку следует проводить от температур несколько выше температуры растворения хромистых карбидов, причем чем выше

содержание углерода в стали, тем от более высоких температур проводят закалку.



Применение

Сварные детали и конструкции различного назначения, муфелы термических печей, детали крепежа теплообменников, опорные элементы кладки печей.

19. 10X14АГ15 – сталь коррозионностойкая аустенитного класса: структура аустенит.

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,1	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Сг.
Cr	14	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Сг, как и Ni, понижает T_{mp} и способствует переохлаждению аустенита.
Mn	15	Аустенитообразующий	Повышает устойчивость аустенита и увеличивает степень его переохлаждения.
N	0,15-0,25	Аустенитообразующий	Позволяет частично заменить никель, марганец и другие аустенито-образующие элементы, повысить прочностные характеристики, увеличить коррозионную стойкость.

ТО

Заключается в закалке от 1000 – 1100 °С с целью обеспечения аустенитной структуры, снятия предшествующего наклепа и устранения склонности к МКК. Выдержка под закалку должна быть минимальной, т.к. Mn имеет тенденцию к избирательному окислению при выс. темп., в рез. чего поверх.слои обедняются Mn и могут приобретать ф-а стр-ру, что нежелательно.

Применение

Для немагнитных деталей, работающих в слабоагрессивных средах; предметов домашнего обихода; легких конструкций, соединяемых точечной сваркой. Торговое и пищевое машиностроение.

20. 10X14Г14Н4Т – сталь коррозионностойкая аустенитного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,1	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Сг.
Cr	14	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Сг, как и Ni, понижает T_{mp} и способствует переохлаждению аустенита.
Mn	14	Аустенитообразующий	Повышает устойчивость аустенита и увеличивает степень его переохлаждения.
Ni	4	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод. Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.
Ti	< 1	Ферритообразующий	Для связывания углерода в специальные карбиды. Существенно сужает γ -область (область аустенитной структуры).

ТО

Стали закаливают из двухфазной области аустенита и специальных карбидов TiC, причем температура закалки не зависит от сод.С и составляет обычно 1000 – 1100 °С, охлаждение на воздухе. После закалки сталь приобретает оптимальное сочетание характеристик мех.свойств и кор.ст.

Цель ТО: получение аустенитной структуры, снятие внутренних напряжений и устранение склонности к МКК, которая возникает при сварке, горячей обработке давлением и др.

Применение

Применяется для изготовления разнообразного сварного оборудования, работающего в средах химических производств слабой агрессивности, криогенной техники до -253 °С, а также для использования в качестве жаростойкого и жаропрочного материала до +700 °С, оборудования, работающего в средах слабой агрессивности при температурах до -196 °С, сварочной проволоки.Примечание Сталь коррозионностойкая.

21. 08X22H6T – сталь коррозионностойкая аустенито-ферритного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,08	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	22	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	6	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.
Ti	0,4-0,65	Ферритообразующий	Для связывания углерода в специальные карбиды. Существенно сужает γ -область (область аустенитной структуры).

ТО

Закалка 1050 °С воздух или вода.

Применение

Применяется для службы преимущественно в окислительных средах, для изготовления сварной химической аппаратуры, в том числе емкостей, испарителей, теплообменников, трубопроводов и арматуры.

22. 02X18H12C4TЮ – сталь коррозионностойкая аустенито-ферритного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
С	0,02	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	18	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	12	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.
Si	4	Ферритообразующий	Повышает коррозионную стойкость.
Ti	1	Ферритообразующий	Для связывания углерода в специальные карбиды. Существенно сужает γ -область (область аустенитной структуры).
Al	1	Ферритообразующий	Способствует сопротивлению к окислению стали. Высокая стойкость против газовой коррозии.

ТО

Закалка 900..1100 °С.

Применение

Применение в различных отраслях современной техники, особенно в химическом

23. 07X16H6 – сталь коррозионностойкая аустенито-мартенситного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,07	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	16	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	6	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.

ТО

Закалка 1000 °С. Обработка холодом -70 °С, 2 ч. Отпуск 350 °С.

Применение

Для производства изделий, работающих в атмосферных условиях, уксуснокислых и других солевых средах; для изготовления упругих элементов, а также для криогенной техники и для производства сварочной проволоки, применяемой для наплавки деталей и сварки металлоконструкций в энергетическом машиностроении; для изготовления сварочных электродов; силовых замков, предназначенных для запираения люков самолетов и вертолетов; болтов, фланцев, винтов, гаек и корпусных деталей для авиационной техники.

24. 40X10C2M – сталь жаростойкая и жаропрочная мартенситного класса (сильхром)

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,4	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	10	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Si	2	Ферритообразующий	Ограничивает γ -область. Повышает жаростойкость, когда изделия нагреваются в окислительной атмосфере.
Mo	0,7-0,9	Ферритообразующий	Повышает жаропрочность и препятствует развитию отпускной хрупкости.

ТО

Закалка 1100 °С, воздух, Отпуск 740 °С, масло

Применение

Клапаны впуска авиадвигателей и выпуска автомобильных, тракторных и дизельных двигателей, крепежные детали моторов.

25. 12X18H10 – жаропрочная коррозионностойкая сталь аустенитного класса

ЛЭ	%	Тип ЛЭ	Влияние ЛЭ
C	0,12	Аустенитообразующий	Расширяет область γ -фазы и сдвигает ее границы к более высоким содержаниям Cr.
Cr	18	Ферритообразующий	Для придания коррозионной стойкости материалов. Cr, как и Ni, понижает $T_{мп}$ и способствует переохлаждению аустенита.
Ni	10	Аустенитообразующий	Влияет на структуру и свойства сплавов. С увеличением сод.Ni область γ -фазы расширяется. Замедляет диффузионные процессы и для достижения равновесия между α и γ требуется очень длительное время.

ТО

Закалка сталей от 1050-1100 °С, которая обеспечивает растворение специальных карбидов. Стабилизирующий отжиг при 850-950 °С. Он приводит к выравниванию состояния аустенита по телу зерна.

Применение

Хромоникелевые нержавеющие стали применяют для сварных конструкций в криогенной технике при низких температурах, порядка -269 °С, для емкостного, теплообменного и реакционного оборудования, Применяют для изготовления продукции (ленты и холоднокатаных листов), получаемой методом точечной сварки. Популярна для изготовления труб, аппаратуры химической промышленности, деталей авиационного оборудования.