

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

А. М. Паршин, А. П. Петкова

Санкт-Петербургский государственный технический университет

Большой практический интерес в настоящее время представляет увеличение срока службы аустенитных материалов, используемых для изготовления тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики. Прочность и деформационная способность указанных сталей и сплавов, а также и другие критерии работоспособности в значительной мере определяются их структурной однородностью, ослабляющей локализацию повреждаемости. Кроме того, весьма важной является задача обеспечения в указанных конструкционных материалах высокой стойкости против межкристаллитной коррозии в сочетании с повышенной вакуумной плотностью.

Повышение качества исходной аустенитной стали, уменьшение общего количества и более равномерное распределение неметаллических включений, различных первичных и вторичных фаз, а также создание более равномерного распределения дислокаций в металле как в процессе металлургического передела, так и в процессе эксплуатации, безусловно, будут способствовать более однородному структурному состоянию конструкционного материала, более равномерному его течению и перераспределению напряжений. Таким образом, повышение качества металла конструкционных материалов позволяет снизить вероятность преждевременных хрупких разрушений и обеспечить надежную работоспособность тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики.

Цель настоящей работы состояла в следующем:

1) исследовать влияние качества металла и условий металлургического передела на локализацию повреждаемости и механические свойства сталей и сплавов;

2) предложить путь повышения рабо-

тоспособности изделий, связанный с обеспечением достаточного запаса пластичности в металле для увеличения сопротивляемости преждевременным хрупким разрушениям наряду с высокой прочностью;

3) обосновать применение низкоуглеродистой нестабилизированной стали высокой чистоты типа 01X18H14ВИ+ВД в качестве конструкционного материала для тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики.

Для выполнения поставленной цели необходимо было установить связь прочности и пластичности с качеством металла и условиями металлургического передела. Анализ литературных данных [1] показал, что способ выплавки и количество вредных примесей и неметаллических включений оказывают решающее влияние на прочностные и вязкопластические свойства сталей. Методы выплавки, в наибольшей степени снижающие загрязненность стали азотом, водородом, примесями цветных металлов и жидкими включениями (ВИП, ВДП и особенно двойной вакуумный переплав, например, ВИП+ВДП), в наибольшей степени способствуют повышению механических свойств сталей. Применение вакуумных переплавов позволяет обеспечить высокую структурную однородность стали, значительно повысить ее деформационную способность и создать в металле достаточный запас пластичности для предотвращения преждевременных хрупких разрушений наряду с сохранением высоких прочностных свойств.

Понятие «качество металла» включает в себя: количество неметаллических включений, наличие скоплений карбидов, нитридов и карбонитридов, разнотекучность, наличие мелкозернистых зон, обогащенных легкоплавкими примесями, эвтектические образования на границах зерен, однородность выпадения карбидных, нит-

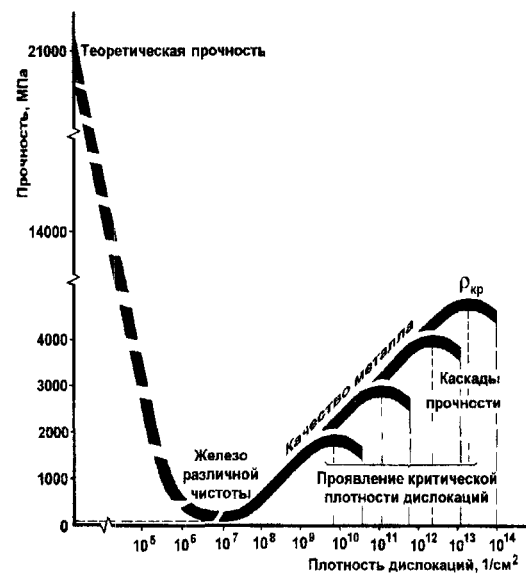
ридных и интерметаллидных фаз, дозированное содержание второй фазы, наличие остаточных напряжений и т.д. В работе рассматривается влияние перечисленных неблагоприятных факторов на механические свойства аустенитных сталей и сплавов. Неоднородность распределения первичных и вторичных карбидов, наличие строчечности карбидов и δ -феррита, направленное распределение неметаллических включений и легкоплавких двойных и тройных эвтектик в различных аустенитных сталях и сплавах приводит не только к падению прочности металла, но и делает его вакуумно-неплотным. Это особенно опасно для тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики. Применение одинарного и особенно двойного вакуумно-дугового переплава позволяет почти полностью уничтожить перечисленные выше дефекты, чем значительно ослабляет анизотропию аустенитных материалов [2, 3].

К факторам, определяемым условиями металлургического передела, а также технологическими процессами изготовления конструкции, относятся: чистота применяемых шихтовых материалов, способы выплавки, применение вакуумной металлургии, предварительная внутренняя механическая обработка трубных заготовок, обеспечение требуемого укова, соблюдение температурно-временных условий при деформировании и термической обработке, предотвращение закалочных трещин, снятие внутренних напряжений, соблюдение режима сварки и др [4].

Совершенствование условий металлургического передела и процесса изготовления конструкции позволяет замедлить деградацию металла в конструкции. Поэтому для повышения прочности реальных конструкций требуется совершенствование технологических процессов как металлургического передела, так и процессов изготовления конструкции [4].

Далее в работе предлагается каскадная теория прочности сталей и сплавов, рассматривающая закономерности изменения максимально достижимой для данного материала прочности (критической плотности дислока-

ций) в зависимости от его качества (структурной однородности). Чем качественнее металл, тем при большей средней плотности дислокаций (при большей прочности) наступит локализация деформации, т.е. будет достигнута та критическая плотность дислокаций в локальном объеме, при которой и произойдет разрушение (рис. 1). Совершенствование применяемых технологических процессов металлургического передела и изготовления конструкции позволяет повышать значения максимальной реализуемой для данного материала прочности [4].



Р и с . 1. Качество сплава и закономерность изменения критической плотности дислокаций (схема).

Падение прочности проявляется не только при увеличении средней плотности дислокаций в металле, сопровождающемся изменением характера их распределения в процессе пластической деформации, но и в случаях резкого охрупчивания материала вследствие зарождения, развития и выпадения вторичных избыточных фаз, а также при совместном влиянии перечисленных факторов.

Практической реализацией вышеизложенных подходов применительно к аустенитным хромоникелевым сталям типа 18-8 явилось использование двойного вакуумного переплава при создании особо чистой нестабилизированной титаном низкоуглеродистой коррозионно-стойкой аустенитной стали типа 01X18H14ВН+ВД. Вакуумная

выплавка (индукционная, а затем дуговой переплав) предложенной марки стали иковка заготовок осуществлялись на Челябинском металлургическом комбинате. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Для стабилизированных аустенитных хромоникелевых сталей типа 18-8 характерно образование микротрещин в местах скопления карбидов титана (или ниобия) или их карбонитридов [5]. Это приводит к снижению вязкопластических свойств аустенитных материалов при относительно пластичной матрице, к потере газоплотности (особенно тонкостенных конструкций) и выкрашиванию карбидов, т.е. к «отравлению» содержимого. Следовательно, для получения качественной поверхности, обеспечивающей отсутствие выкрашивания хрупких карбидов, необходимо было удалить титан (или ниобий) из стали, т.е. создать нестабилизированную аустенитную сталь. Нестабилизированные аустенитные хромоникелевые стали высокого качества, полученные при помощи вакуумной выплавки, практически не содержат титана (или ниобия) и имеют весьма незначительное количество углерода для предотвращения их склонности к межкристаллитной коррозии. В таком случае в

нестабилизированных сталях содержание карбидов, нитридов или карбонитридов титана (или ниобия) находится на весьма низком уровне в пределах 0,5 балла (табл. 2).

Разработанная нестабилизированная сталь более структурно однородна, газоплотна и меньше загрязняет рабочее пространство (меньше «отравляет» его).

Относительно высокое содержание неметаллических включений (сульфидов, оксидов, фосфидов и легкоплавких примесей) и наличие двойных и тройных эвтектик в стабилизированных аустенитных сталях и сплавах также снижает качество металла и его рабочих поверхностей [5]. Применение двойного вакуумного переплава позволило снизить содержание неметаллических включений в разработанной нестабилизированной аустенитной хромоникелевой стали марки 01X18H14ВИ+ВД до 0,5 балла не только по сравнению с качественными стабилизированными аустенитными сталями типа 18-8, (3-4 балла) (табл. 2), но и со сталями аустенитного и мартенситного классов различных способов выплавки, применяемыми в атомной энергетике, и высоконикелевыми сплавами для тонкостенных оболочек (1-4 балла).

Таблица 1

Химический состав качественной (типа 18-8) и высококачественной (типа 18-14) аустенитных хромоникелевых сталей

Сталь	Содержание элементов, масс.%										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti	Cu	N	Al
18-8	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17-19	8-13	≤0,020	≤0,035	0,6-2,8	Не регламентируется		
18-14	0,008	0,13	1,3	18	13,6	0,008	0,012	0,03	0,05	0,011	0,02

Таблица 2

Чистота металла и плотность качественной (типа 18-8) и высококачественной (типа 18-14) аустенитных хромоникелевых сталей

Сталь	Виды включений, балл								Плотность, г/см ³
	оксиды		силикаты			сульфиды	нитриды и карбонитриды		
	строчечные	точечные	хрупкие	пластичные	недеформируемые		точечные	строчечные	
18-8	3	3	3	3	3,5	3	4	4	7,878
18-14	0,5	0,5	Нет	Нет	0,5	0,5	Нет	0,5	7,934

В работе экспериментально показано, что нестабилизированная низкоуглеродистая аустенитная хромоникелевая сталь 01X18H14ВИ+ВД, содержащая 0,008% углерода (при 0,03% титана), не склонна к межкристаллитной коррозии при высоких температурах (от 500 до 650°C) даже после длительного старения (1000 и 2500 ч) и кипячения в высокоагрессивной среде (метод АМ, ГОСТ 6032-89). Таким образом, разработанная нестабилизированная сталь двойного вакуумного переплава имеет высокую стойкость к межкристаллитной коррозии в широком интервале температур.

По результатам проведенных микроструктурных исследований, можно сделать вывод о том, что для разработанной стали 01X18H14ВИ+ВД характерно относительно равномерное распределение дислокаций внутри зерен по сравнению с нестабилизированной сталью обычной выплавки марки 1X18H9 (рис. 2), поэтому разработанная сталь должна обладать большей способностью к равномерной пластической деформации и перераспределению пиковых напряжений.

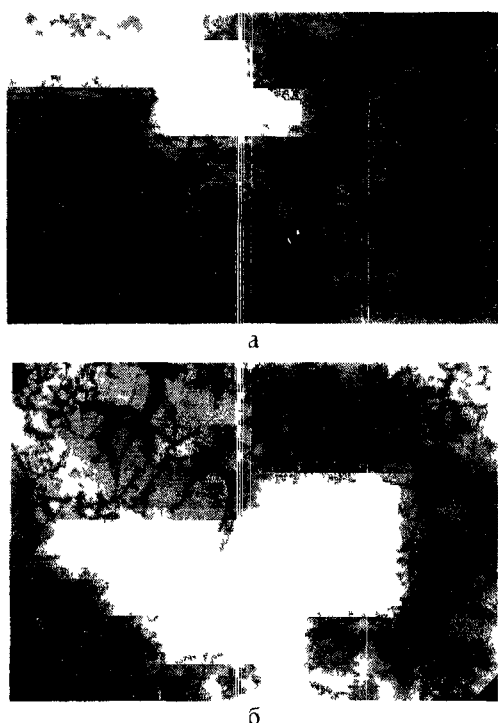


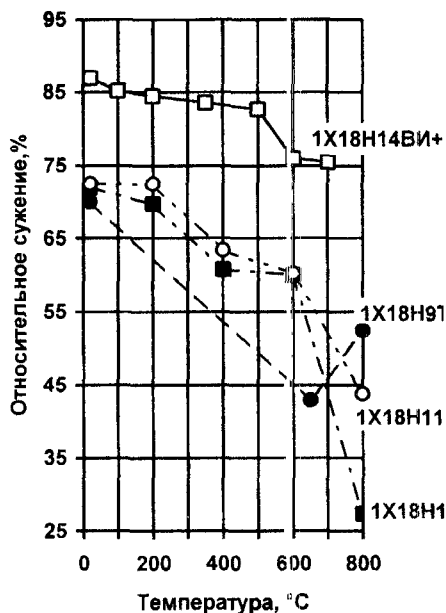
Рис. 2 Тонкая структура аустенитных нестабилизированных сталей а) сталь марки 01X18H14ВИ+ВД (закалка с 1100°C), $\times 40000$, б) сталь марки 1X18H9 (закалка с 1050°C), $\times 40000$

В разработанной стали практически подавлены неоднородное карбидное выпадение, а также граничное выделение избыточных фаз (например, σ -фазы типа FeCr). Такое структурное состояние, по-видимому, будет способствовать развитию аномальной принудительной рекомбинации разноименных радиационных дефектов в упругоискаженных областях, возникающих вокруг вторичных фаз. Поэтому сталь типа 01X18H14ВИ+ВД должна быть менее подвержена радиационному распуханию по сравнению с твердорастворноупрочняемыми сталями типа 18-8 и 15-15 обычной выплавки.

В результате анализа литературных данных о поведении облученных аустенитных сталей и сплавов установлено, что минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения обнаруживаются в интервале температур 200-400°C, т.е. в температурном интервале синеломкости. Описанное явление связано с интенсификацией процессов карбидо- и нитридообразования в указанном температурном интервале. С увеличением дозы облучения, кроме вырождения способности аустенитных сплавов к деформационному упрочнению (резкого снижения равномерного относительного удлинения), наблюдается и вырождение сосредоточенной деформации (падение локального относительного удлинения), что свидетельствует об интенсификации повреждаемости в шейке облученных материалов [6]. Для сохранения работоспособности материалов в поле нейтронного облучения был предложен определенный запас равномерного относительного удлинения, который должен составлять 1-2%. Учитывая изложенное, оценку работоспособности материалов в области умеренных температур предложено производить не по предельному значению полного относительного удлинения, а по изменению и предельному значению равномерного относительного удлинения.

В работе экспериментально показано, что разработанная сталь двойного вакуумного переплава 01X18H14ВИ+ВД при наиболее опасной температуре из интервала синеломкости (350°C) имеет более высокие ха-

рактические как равномерного, так и сосредоточенного относительных удлинений по сравнению с аустенитными сталями различных способов выплавки. Запас пластичности по сравнению со сталями различных способов выплавки составляет 3-5% равномерного удлинения в интервале температур синеломкости. Запас полного относительного сужения и удлинения в диапазоне температур 20-700 °С составляет соответственно 10-15% (рис. 3) и 5-10% (рис. 4).

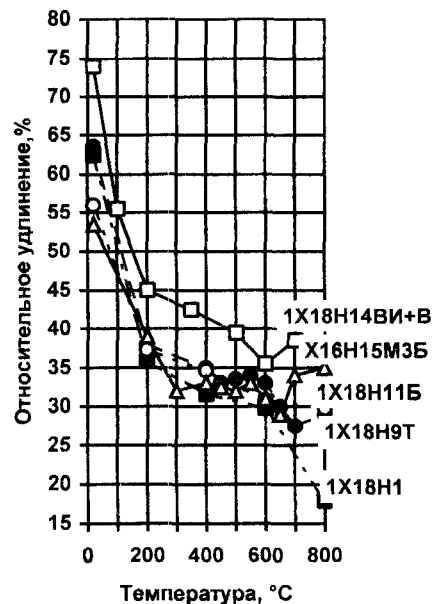


Р и с . 3. Изменение относительного сужения аустенитных хромоникелевых сталей в зависимости от температуры.

Вследствие весьма низкого содержания углерода разработанная сталь типа 01X18H14ВИ+ВД несколько уступает по прочностным свойствам сталям типа 18-8 и 15-15 обычной выплавки.

Учитывая приведенные экспериментальные данные, а также особую чистоту разработанной стали и однородность протекающего в ней распада, можно полагать, что разработанная сталь по сравнению со сталями данного класса не только имеет достаточный запас пластичности для предотвращения преждевременных хрупких разрушений наряду с высокой прочностью, но и должна ощутимо сохранять эти характери-

стики в экстремальных условиях (например, при нейтронном облучении).



Р и с . 4. Изменение относительного удлинения аустенитных хромоникелевых сталей в зависимости от температуры.

Нестабилизированная титаном коррозионно-стойкая низкоуглеродистая сталь двойного вакуумного переплава 01X18H14ВИ+ВД промышленной выплавки может быть рекомендована для изготовления тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики, а также для широкого применения в промышленности при изготовлении конструкций ответственного назначения.

Библиографический список

1. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали. — Киев: Техніка, 1980. — 166 с.
2. Паршин А. М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. — Челябинск: Metallургия, 1988 — 656 с.
3. Parshin A.M. Structure, Strength and Radiation Damage of Corrosion-Resistant Steels and Alloys USA, American Nuclear Society, 1996, 361 p.
4. Паршин А. М., Кириллов Н. Б., Петкова А. П., Шленов Ю. В. Критическая плотность дислокаций и качество материала // Научные ведомости

- БГУ – Белгород: Изд-во БелГУ, 1998. – № 1(6). – С. 107-112.
- 5 Паршин А. М., Бардин В. А., Колосов И. Е. и др. Пути создания высоко чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали // Вопросы атомной науки и техники Сер Термо-

- ядерный синтез, 1993. – Вып. 1-2 – С. 21-28
- 6 Паршин А. М., Горкавчук И. М., Петкова А. П., Степанов Е. З. Равномерная и локальная деформация и качество материала // Научные ведомости БГУ. – Белгород Изд-во БелГУ, 1998 – № 1(6) – С. 107-112

УДК 539.374

ВЛИЯНИЕ ПРОГРАММНОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А. М. Паршин, М. М. Радкевич

Санкт-Петербургский государственный технический университет

Н. В. Камышанченко

Белгородский государственный университет

Одним из факторов, определяющим степень упрочнения при деформационно-термической обработке в условиях горячей объемной штамповки, является неоднородность пластической деформации по объему поковок, т.е. наличие и величина зон затрудненной деформации.

В этой связи большой интерес представляют вопросы, связанные с изучением закономерности течения металла и особенно с процессом формирования очага пластической деформации при штамповке поковок в открытых штампах с применением программной деформационно-термической обработки.

Значительное количество работ [1–3 и др.], посвящено изучению формирования очага пластической деформации при штамповке различных поковок в условиях, когда температура деформации соответствует температуре нагрева заготовок и принимается равной верхнему ковочному интервалу. В этом случае предполагается, что материал заготовки имеет максимальное значение пластичности и минимальное значение предела сопротивления (текучести) деформации. Кроме того, в расчетах, связанных с процессами горячей обработки металлов давлением, температура заготовки принимается одинаковой по всему объему.

Однако известно, что в центральной зоне заготовки температура несколько поднимается за счет теплового эффекта деформации, а в поверхностных слоях снижается вследствие большой теплоотдачи в направлении от заготовки к относительно холодному инструменту.

В случае горячей объемной штамповки с применением деформационно-термической обработки (ПДТО), условия формообразования поковок отличаются тем, что данная технология изготовления поковок предполагает начало деформации исходных заготовок при температурах несколько ниже общепринятых, соответствующих заводской (стандартной) технологии.

Так, например, при изготовлении поковок из машиностроительных сталей по технологии ПДТО температура начала штамповки находится в пределах 900–1000°C в зависимости от марки стали. Указанный температурный интервал наряду с другими деформационно-термическими параметрами обеспечивает наибольший эффект упрочнения изделий, т.е. повышения всего комплекса механических свойств [4].

Для изучения особенностей формирования очага интенсивной пластической деформации и определения его размеров ис-