

DM82377
Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское
ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище им. Н. Э. Баумана

Асп. Л. В. ТАРАСЕНКО

ИССЛЕДОВАНИЕ
ЗАКАЛОЧНОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ
НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНОГО
И МАРТЕНСИТНОГО КЛАССОВ

№ 320

Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

7.5.70

Ильин

Работа выполнена на кафедре АМ-8 МВТУ им. Баумана.

Научный руководитель ~~д.~~ т. н., доцент Н. В. Ульянова.

Официальные оппоненты:

д. т. н., проф. Потак Я. М.,

к. т. н., доцент Мухин Г. Г.

Ведущее предприятие указано в решении Ученого Совета.

Автореферат разослан « 26 » _____ 1969 г.

Заг _____ 1970 г.

на зас МВТУ имени

Н. Э. Л

С д библиотеке МВТУ

им. Ба

Сер

M82377



1082377

Тарасенко Л. В. Исследование

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время в машиностроении всё более широкое применение получают низкоуглеродистые нержавеющие хромоникелевые стали, упрочняемые за счёт старения α -фазы. К ним относятся стали аустените-мартенситного, мартенситного и феррите-аустенитного классов. Хромоникелевые стали со стареющим мартенситом обладают замечательным сочетанием свойств - высокой прочностью, коррозионной стойкостью, хорошей технологичностью и меньшей чувствительностью к концентраторам напряжений, чем низколегированные конструкционные стали. Стали феррите-аустенитного класса являются коррозионностойким, высокотехнологичным материалом средней прочности.

Основным процессом, определяющим конечные свойства нержавеющих мартенситных и феррите-аустенитных сталей, является старение α -фазы, которое происходит за счёт добавления меди, титана, алюминия, ниобия и других элементов, образующих с α -железом твёрдые растворы замещения. Закономерности развития, природа и особенности закалочного старения α -фазы в настоящее время являются ещё недостаточно изученными.

Систематическое исследование процесса старения хромоникелевой α -фазы, а также изучение взаимосвязи старения с другими структурными процессами, которые развиваются в нержавеющих сталях при термической обработке, такими как карбидообразование, $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, отжиг и отпуск / мартенсита /, процессы охрупчивания, свойственные

1082377

системе Fe-Cr - может способствовать более широкому применению хромоникелевых сталей со стареющей α -фазой.

Практическое использование высокопрочных сталей на базе α -железа всегда предполагает тщательное изучение условий снижения вязкости и пластичности, так как известно, что сплавы с ОЦК - решеткой вследствие резкой температурной зависимости предела текучести более склонны к переходу в хрупкое состояние, чем сплавы с ГЦК - решеткой. Изучение причин охрупчивания нержавеющих сталей мартенситного и феррито-аустенитного классов, а также условий перехода в хрупкое состояние под действием различных технологических, конструктивных и эксплуатационных факторов может помочь решению одной из основных задач машиностроения - проблеме надежности использования деталей и конструкций.

Содержанием настоящей работы явилось:

- 1/ сравнительное исследование развития процесса закалочного старения в хромоникелевых сталях мартенситного и феррито-аустенитного классов на примере сталей ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т;
- 2/ изучение влияния деформационного старения на прочностные свойства и критическую температуру хрупкости мартенситной стали ОХ15Н5Д2Т различных плавок, отличающихся способом выплавки, содержанием углерода и титана.

1. ЗАКАЛОЧНОЕ СТАРЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО И ФЕРРИТО-АУСТЕНИТНОГО КЛАССОВ.

В первом разделе главы, посвященной закалочному старению, дано описание "475⁰-ной хрупкости" /изменение свойств, природа процесса/ хромистого феррита. Проведен анализ литературных данных и установлены закономерности упрочнения феррито-аустенитных хромоникелевых сталей типа 20-6 при легировании титаном, медью и молиб-

дением: влияние этих элементов на упрочнение сталей в закаленном и состаренном состояниях, степень упрочнения и разупрочнения при температурах 400–550°. Показано, что при нагреве на 450°–500° и небольших выдержках, до 8 часов, в этих сталях, в противоположность существующему мнению, "хрупкость при 475°" вносит существенный вклад в упрочнение, наряду со старением феррита.

Материал и методика исследования. Исследование закалочного старения хромоникелевой α -фазы проведено на сталях ОХ15Н5Д2Т (мартенситного класса) и ОХ20Н6МД2Т (феррито-аустенитного класса, лист, $\delta = 0,8$ мм). Химический состав исследованных сталей промышленного производства указан в табл. I.

Свойства сталей ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т исследовались после закалки и последующего нагрева на 200–600° и выдержках от 1 мин до 100 часов. Проводились стандартные испытания на растяжение, ударную вязкость, технологическая проба на гиб с перегибом листовых образцов (сталь ОХ20Н6МД2Т), измерение электросопротивления методом двойного моста, измерение магнитного насыщения на установке Штебеля, dilatометрическое исследование на приборе ДИМ. Металлографический анализ после химического и электролитического травления проводился на оптическом микроскопе. Было также выполнено прецизионное определение параметра кристаллической решетки α -фазы. Получена кинетика изменения параметра решетки и ширины линии (211) при температурах 450–550°. Проводились коррозионные испытания стали ОХ20Н6МД2Т в серной кислоте и на межкристаллитную коррозию.

Проведен расчет энергии активации старения промышленных сталей ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т и экспериментальных сталей феррито-аустенитного класса типа 20-6 без специальных легирующих добавок (Cr-Ni), с добавками меди до 2% (Cr-Ni-Cu), титана до 0,65% (Cr-Ni-Ti) и молибдена 1,55% (Cr-Ni-Mo, Cr-Ni-Ti-Mo, Cr-Ni-Cu-Mo).

Таблица I

Химический состав исследованных сталей

Условное обозначение плавки	Способ выплавки	Химический состав, %								
		C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Cu
<u>Сталь 0Х15Н5Д2Т мартенситного класса</u>										
I	открытая	0,07	0,89	0,82	0,01	0,012	14,4	5,81	0,80	1,8
2	электро- шлаковая	0,05	0,87	0,62	0,006	0,019	14,14	5,70	0,18	2,2
8	открытая	0,06	0,42	0,89	0,011	0,024	14,6	5,05	0,21	1,94
<u>Сталь 0Х20Н6МД2Т феррито-аустенитного класса^{x)}</u>										
A-Ф	открытая	0,07	0,41	0,41	0,009	0,08	20,93	5,93	0,49	2,2

x) 1,55% Mo

Изучение кинетики изменения механических и физических свойств исследуемых сталей показало, что закалочное старение хромоникелевой α -фазы - феррита стали ОХ20Н6МД2Т и мартенсита стали ОХ15НД2Т развивается при температурах 350-600°C. При 500-550° в мартенситной стали, как показало измерение магнитного насыщения, старение может сопровождаться $\alpha \rightarrow \gamma$ превращением.

Общим для обеих матриц, феррита и мартенсита, является то, что процесс старения начинается без инкубационного периода и протекает в две стадии: с быстрой и медленной скоростью изменения физических и механических свойств. На первой стадии происходит быстрое упрочнение, которое сопровождается уменьшением пластичности, ударной вязкости, электросопротивления (R/R_0) и параметра кристаллической решетки α -фазы (α). На второй стадии, в зависимости от температуры старения, может идти либо дальнейшее упрочнение, но с меньшей скоростью, либо разупрочнение. Но, независимо от этого, на второй стадии α практически не изменяется, а R/R_0 незначительно уменьшается.

Различие в протекании процесса старения в хромоникелевом феррите и мартенсите состоит:

- в скорости развития процесса, которая в мартенсите больше, чем в феррите;
- в характере кинетических кривых старения (изотерм). В мартенситной стали кинетика имеет нормальный диффузионный характер: при повышении температуры максимумы σ_v , $\sigma_{0,2}$, HV сдвигаются к меньшим выдержкам и уменьшаются по величине. В феррито-аустенитной стали такого сдвига не наблюдается, максимальные значения прочности при выдержках до 2 часов размыты между 475° и 500° , а при больших выдержках соответствуют 475°C ;
- в температуре старения, при которой достигается максимальная прочность. В стали ОХ15Н5Д2Т - после старения при 450° , в течение 1-25 часов, а в феррито-аустенитной стали - после старения при 475° , 8 часов;
- в характере изохронных кривых электросопротивления. В мартенситной стали с повышением температуры старения происходит постепенное уменьшение R/R_0 , а в феррито-аустенитной стали появляются минимумы при 475° , которые углубляются при увеличении времени выдержки;
- в степени изменения механических и физических свойств. В мартенсите степень увеличения предела текучести, а также степень уменьшения электросопротивления, параметра кристаллической решетки больше, чем в феррите стали ОХ20Н6МД2Т. Таким образом, большая абсолютная прочность мартенситной стали достигается не только за счет более прочной матрицы, но и за счёт большей степени упрочнения при старении. Однако, такая закономерность соблюдается не при всех температурах. После старения при $450-500^{\circ}\text{C}$ в феррито-аустенитной стали получается большая степень упрочнения, чем в мартенситной. В настоящей работе показано, что причиной этого является развитие в феррите при указанных температурах " 475° -ной хрупкости", которая вносит до-

попытки выкладки в упрочнение.

"475°-ная хрупкость" в стали ОХ20Н6МД2Т. О развитии этого процесса в стали ОХ20Н6МД2Т свидетельствуют следующие экспериментальные факты: 1) немонотонный характер изменения изохронных кривых электросопротивления, в то время как в мартенсите стали ОХ15Н5Д2Т, где "475°-ная хрупкость" не развивается (установлено по испытаниям на ударную вязкость после длительного старения при 475°) изохронные кривые электросопротивления имеют монотонный характер; 2) максимум прочности при выдержках свыше 2 часов соответствует 475°, в то время как в мартенситной стали при увеличении выдержки максимум прочности смещается от 500 до 400°; 3) характер изменения свойств на второй стадии при 450-500°, а именно - постоянная скорость упрочнения, - более близок к кинетике упрочнения хромистых сталей, подверженных "475°-ной хрупкости", чем кинетике старения легированного феррита; 4) повторный нагрев перестаренной стали вызывает значительное упрочнение только при 475-500°С.

Повышение пластичности стали ОХ20Н6МД2Т. Обнаружение того факта, что упрочнение стали ОХ20Н6МД2Т, а, следовательно, и снижение пластичности обусловлены двумя процессами - старением и "475°-ной хрупкостью", позволило повысить пластичность стали, ограничив старение.

После повторного нагрева перестаренной при 600-640° стали, процессы достаривания при 400-450, 550°, как показало измерение электросопротивления и механических свойств, играют незначительную роль. Нагрев перестаренной стали при 475-500° дает значительное упрочнение, но при этом пластичность и число гибов до разрушения получается в 1,5-2 раза выше, чем после первичного старения при тех же температурах. Таким образом, начальная стадия развития "475°-ной хрупкости" в перестаренной стали ОХ20Н6МД2Т не привела к заметному охрупчиванию и снижению пластичности. Это дало возможность в феррито-аустенитной стали использовать положительную сто-

року "475°-ной хрупкости" - её упрочняющий эффект.

Предложен режим двойной термообработки стали ОХ20Н6МД2Т: 640°, 1 ч. +475°, 4 часа, который позволяет при уровне прочности, находясь в пределах ТУ на термически упрочнённую сталь, получать более высокую пластичность. После термообработки по указанному режиму сталь имеет $\sigma_B = 83,5-86$ кг/мм², $\sigma_{0,2} = 64-72$ кг/мм², $\delta = 20\%$, число перегибов до разрушения - $N = 17-18$, в то время как после применяемой упрочняющей обработки (500°, 2 часа) сталь имеет $\sigma_B = 83-88$ кг/мм², $\sigma_{0,2} = 71-72$ кг/мм², $\delta = 13\%$, $N = 9-10$. По сравнению с применяемой для стали ОХ20Н6МД2Т сжигающей термообработкой (550°, 2 часа) рекомендуемый режим, несмотря на большую длительность, имеет некоторые преимущества по свойствам: при одинаковом уровне пластичности он даёт больший предел текучести и лучшую коррозионную стойкость.

Энергия активации старения. Произведён анализ литературных данных и уточнена методика расчёта $Q_{\text{акт.}}$ в стареющих сплавах. Расчёт энергии активации показал, что в феррито-аустенитной стали типа 20-6 (Cr-Ni), не содержащей элементов, вызывающих старение, при температурах 450-500° $Q_{\text{акт.}} = 58-62$ ккал/г.ат, т.е. она определяется процессом "475°-ной хрупкости". Добавление меди и титана практически не изменяет $Q_{\text{акт.}}$ на второй стадии старения, так как значения энергии активации диффузии меди и титана в α -железе (61,5 и 59 ккал/г.ат, соответственно) и $Q_{\text{акт.}}$ "475°-ной хрупкости" близки между собой.

Расчёт показал, что первая стадия старения в хромоникелевом феррите и мартенсите характеризуется возрастающей энергией активации, причём наименьшее её значение (28±8 ккал/г.ат) близки к энергии активации движения вакансий в α -железе, 27,7-30 ккал/г.ат. Это свидетельствует о том, что на диффузию в хромоникелевой α -фазе оказывают ускоряющее влияние дефекты вакансионного типа. По мере развития процесса старения происходит сток избыточных вакансий и

$Q_{\text{акт.}}$ увеличивается. Анализ литературных данных показал, что вакансионный механизм диффузии в металлах и сплавах с ОЦК-решёткой в последнее время получает всё больше прямых экспериментальных доказательств.

Уменьшение плотности дефектов в кристаллической решётке приводит к возрастанию энергии активации старения, причём в хромоникелевом феррите она приближается к значениям энергии активации диффузии меди и титана в α -железе и составляет 54–58 ккал/г.ат, а в мартенсите – вследствие ускорения диффузии при повышенной плотности дислокаций – максимальное значение $Q_{\text{акт.}}$ не превышает 43–50 ккал/г.ат.

Влияние титана и молибдена на процесс старения хромоникелевой α -фазы. Как в феррито-аустенитных, так и в мартенситных сталях весовой процент титана вызывает большую степень упрочнения и изменения параметра кристаллической решётки, чем весовой процент меди. По кинетическим кривым можно судить, что титаносодержащая фаза при старении коагулирует медленнее, чем медесодержащая. Поэтому при двойном легировании (медь-титан) – чем меньше содержание титана, тем быстрее разупрочняется сталь при температурах выше 450°.

Установлено, что при добавлении одновременно с медью или с титаном в феррито-аустенитные стали молибдена степень упрочнения и изменения параметра решётки α -фазы понижается. Это можно объяснить, вероятно, тем, что молибден, не принимая участия в старении, уменьшает степень пересыщения меди и титана в феррите. При этом энергия активации старения по сравнению со сталями без молибдена – повышается.

Прецизионное измерение параметра кристаллической решётки α -фазы в сталях ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т и экспериментальных феррито-аустенитных плавках типа 20-6, показало, что уменьшение α при старении зависит от атомного диаметра легирующего элемента, его ко-

8

личества и температуры старения. Сравнение изменения α за счёт одних и тех же легирующих элементов в различных матрицах показало, что при старении сталей с титаном максимальная степень изменения α и в мартенсите и в феррите одинакова. При старении сталей с медью степень изменения параметра решётки феррита меньше, чем мартенсита. Этот факт можно объяснить двумя причинами: 1) тем, что в мартенсите дополнительный вклад в уменьшение α при нагреве вносит процесс отпуска (в сталях с титаном большая часть углерода находится в связанном состоянии), 2) тем, что в феррито-аустенитной стали большая часть меди растворена в аустените. При одинаковом общем содержании меди степень пересыщения α -фазы феррито-аустенитной стали ОХ20Н6МД2Т получается меньше, чем мартенсита стали ОХ15Н5Д2Т.

Изучение ширины рентгеновских интерференций показало, что в феррите стали ОХ20Н6МД2Т и экспериментальных сплавов δ_{2II} изменяется слабо или даже несколько увеличивается после старения при 500-550°. В мартенситной стали ОХ15Н5Д2Т ширина линии (2II) уменьшается как после выдержки при комнатной температуре (1 год), так и после нагрева на 200-350° и, особенно интенсивно, в интервале температур старения. Это свидетельствует о развивающемся в стали ОХ15Н5Д2Т процессе отдыха матрицы. На кинетических кривых δ_{2II} после старения при 450-500° наблюдается резкое уменьшение в первые минуты старения, за которым следует задержка или даже увеличение на стадии упрочнения. Эта задержка, вероятно, обусловлена наложением на развивающийся процесс отдыха структурных изменений в матрице, происходящих при старении. Вторая стадия старения сопровождается уменьшением ширины линии (2II).

Таким образом, различие в степени и характере изменения механических и физических свойств хромоникелевого феррита и мартенсита после нагрева при 350-550° может быть объяснено не только различием

ем в энергии активации старения, которое в свою очередь определяется субструктурой матрицы, но также и тем, что на процесс старения в феррито-аустенитной стали накладывается "475°-ная хрупкость", а в мартенситной стали - процесс отдыха матрицы.

П. ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Изучалось статическое деформационное старение стали ОХ15Н5Д2Т трех промышленных плавок, химические составы которых указаны в табл. I.

Материал и методика. Исследование проводилось на прутковом (пл. 1,2) и листовом материале (пл.3). Предварительные деформации осуществлялись растяжением (0,5-5%) и прокаткой (2-12%). Для изучения упрочнения и охрупчивания стали ОХ15Н5Д2Т под влиянием закалочного старения, пластической деформации, деформационного старения проводились механические испытания на растяжение с анализом диаграммы растяжения - на круглых и плоских ($\delta = 2$ мм) образцах, испытания на растяжение в жидком азоте надрезанных плоских образцов с определением сопротивления отрыву, отр., а также серийные испытания на ударную вязкость образцов с трещиной и образцов Менаже с определением критической температуры хрупкости по A_n (Т крит.) и по 60% волокнистости в изломе (Тв). На ударных образцах определялась деформационная характеристика. Составляющие работы ударного разрушения работа зарождения разрушения, A_z , и работа распространения разрушения, A_p , косвенно оценивались соответственно по изменению деформационной характеристики и по проценту волокнистости в изломе.

Испытания проводились после закалки и после старения при 450° (1 час), а также после следующих режимов обработки: режим I - деформирование закаленной стали растяжением или прокат-

кой с последующим нагревом при 150-500°; режим II - деформирование растяжением состаренной при 450° стали; режим III - режим II + нагрев при 150-450°.

Исследование механических свойств стали ОХ15Н5Д2Т показало, что в закаленном состоянии эта сталь при $\sigma_B = 95-100 \text{ кг/мм}^2$ является высоковязким материалом. Закалочное старение вызывает упрочнение и повышение склонности стали к хрупкому разрушению (повышение $T_{\text{крит.}}$, понижение $\sigma_{\text{отр.}}$ и α_H , появление кристаллических участков в изломе). Но при этом характеристики вязкости остаются на высоком уровне (табл.2). Высокие свойства вязкости стали ОХ15Н5Д2Т, как показали ударные испытания образцов с трещиной и косвенная оценка составляющих работы разрушения, обеспечиваются значительной величиной работы зарождения разрушения α_B в общей работе разрушения.

По результатам ударных испытаний для стали ОХ15Н5Д2Т построена схема изменения составляющих работы разрушения α_B и α_P в зависимости от температуры испытания. Показано, что при температурах ниже 0°С работа распространения разрушения значительно уменьшается, а ниже -100° становится ничтожно малой, т.е. первая образующаяся в стали ОХ15Н5Д2Т трещина распространяется сразу как трещина разрушения.

Исследование показало, что увеличение содержания титана в стали с 0,18% до 0,3%, вызывая повышение прочности при старении, в то же время неблагоприятно сказывается на свойствах вязкости стали. Несмотря на то, что α_H снижается незначительно, при разрушении наблюдается увеличение доли кристалличности в изломе, T_B повышается до положительных температур, т.е. с увеличением содержания титана в стали уменьшается α_P , что особенно опасно при жестких условиях нагружения.

Исследование механических свойств после пластической деформации и последующих нагревов показало, что в стали ОХ15Н5Д2Т как после изготовления (режим I), так и в эксплуатационных условиях (режим III) может развиваться деформационное старение. Известно, что деформационное старение железа и сталей обусловлено взаимодействием атомов внедрения, углерода и азота с дислокациями. По литературным данным, при высокой плотности дислокаций в мартенсите содержание углерода в стали ОХ15Н5Д2Т (до 0,07%) и азота (до 0,03%) в присутствии такого сильного карбидо- и нитридообразователя как титан, является недостаточным для развития деформационного старения. Тем не менее экспериментальные факты неоспоримо показывают, что деформационное старение в мартенсите стали ОХ15Н5Д2Т после деформации 0,5-12% и нагрева от 150° до 450° - развивается и приводит к изменению механических свойств: повышению предела текучести, появлению зуба текучести на диаграмме растяжения, уменьшению практически до нуля способности к равномерной пластической деформации и к увеличению склонности стали к охрупчиванию, о чем можно судить по уменьшению δ отр. и повышению T крит. Степень изменения прочностных свойств зависит от величины и вида предварительной деформации, температуры старения и режима обработки, а изменение склонности к охрупчиванию зависит также от профиля изделия (лист, прутки),

а) влияние температуры старения и режима обработки. Сталь, деформированная после закалки, при нагреве от 150 до 450°, упрочняется только за счет деформационного старения, и степень упрочнения увеличивается с повышением температуры. При более высоких температурах деформационное старение развивается одновременно с закалочным и максимум прочности достигается при 450° (режим I). Закалочное старение за счет добавок меди и титана дает основное упрочнение стали ОХ15Н5Д2Т, деформационное старение дополнительно

Таблица 2

Механические свойства стали ОХ15Н5Д2Т после различных режимов обработки (0,18% - 0,28% Ti)

Режим обработки	$\sigma_{\text{в}}$ кг/мм ²	$\sigma_{\text{ср}}$ кг/мм ²	δ %	ψ %	$\sigma_{\text{н}}$ кг/мм ²	T верхн. крит. °C	T _в 60% °C	$\sigma_{\text{отр}}$ кг/мм ²
Закалка 950°	116	100	22	67	14	<-196	-	176-180
Закалка +450°, 1 час	182	124	16	64	8	-140	+20	70-85
Закалка + раст. 2% + 450°	146	141	13,5	62,5	7	- 40	-	-
Закалка + прокатка 10% + 450°	142	132	15	64	8	- 80	+20	80-90
Старение 450° + раст. 0,5% + 350°, 1 ч.	138	136	14	64	8	- 80	+20	-
Старение 450° + раст. 2% + 350°, 1 ч.	145	142	10	68	8	- 20	+20	50-66
Рекомендуемый режим обработки для листа: закалка + прокатка, 5-12% + 450°, 1 ч.	136-140	136-140	12-14	-	-	-	-	75-90
Закалка + раст. 2-3% + 450°, 1 час	144-155	140-145	12-13	-	-	-	-	-

повышает предел текучести на 8-14 кг/мм². Такой же эффект, но после 850°, дает деформационное старение в том случае, когда оно развивается в стали, предварительно упрочненной закалочным старением (режим Ш).

То, что последеформационное упрочнение и зуб текучести в стали ОХ15Н5Д2Т сохраняются после нагревов вплоть до 450° , является особенностью деформационного старения этой стали, так как в мартенсите низколегированных среднеуглеродистых сталей и упрочнение, и зуб текучести исчезают после нагрева на $300-315^{\circ}$;

б) влияние вида и степени пластической деформации.

Увеличение степени деформации растяжением от 0,5 до 2% повышает предел текучести на $8-10 \text{ кг/мм}^2$ и увеличивает зуб текучести ($\sigma_{в.т.} - \sigma_{н.т.}$) при последующем старении. При тех же степенях деформации прокатки дает меньший прирост $\sigma_{т.}$, чем растяжение, т.е. наибольшее упрочнение при деформационном старении получается в случае совпадения направлений до и после старения. Увеличение степени обжатия при прокатке уменьшает возможность появления зуба текучести при повторном, после старения, деформировании. Это связано с величиной остаточных растягивающих макронапряжений на поверхности образца после прокатки: чем больше степень обжатия, тем больше эти напряжения и тем в большей степени при последующем растяжении облегчается течение и маскируется зуб текучести.

Определение положения критических температур хрупкости,

$T_{крит.}$, T_{ψ} , было проведено после старения, дающего наибольшее упрочнение при каждой исследованной степени деформации: режим I - 450°C , режим III - 350°C . Установлено, что деформационное старение стали ОХ15Н5Д2Т в зависимости от степени и вида деформации вызывает повышение $T_{крит.}$ на $40-100^{\circ}$ по сравнению с закалочным старением при 450° . Это повышение $T_{крит.}$ обычно объясняется увеличением прочности блокировки дислокаций при деформационном старении. Изменение положения $T_{крит.}$ определяет, в какой степени деформационное старение может быть опасным в стали ОХ15Н5Д2Т с точки зрения повышения склонности к хрупкому разрушению.

Серийные ударные испытания показали, что развитие деформационного старения как в закаленной, так и в упрочненной при 450° стали ОХ15Н5Д2Т, особенно опасно для пруткового материала при совпадении направлений деформирования до старения и нагружения после старения и при степенях деформации $\geq 1-2\%$. При этом $T_{\text{крит.}}$ повышается почти на 100° (табл. 2). При деформациях $\leq 0,5\%$ и в случае несовпадения направлений деформирования и нагружения повышение $T_{\text{крит.}}$ по сравнению с состоянием после закалочного старения незначительно.

Повышая $T_{\text{крит.}}$, деформационное старение не вызывает изменения положения T_B , т.е. основная составляющая работы разрушения — α_p — остается без изменения. Поэтому деформационное старение, которое может возникнуть в эксплуатационных условиях, можно считать менее опасным с точки зрения повышения склонности стали к хрупкому разрушению, чем увеличение содержания титана в стали.

Кроме того, исследование положения $T_{\text{крит.}}$ для прокатанных (и состаренных) образцов при испытании в "третьем" направлении, а также определение $T_{\text{крит.}}$ после деформационного старения крупнозернистой стали показало, что среди факторов, способствующих усилению склонности к охрупчиванию, деформационное старение является более слабым, чем увеличение размера зерна или неблагоприятное положение надреза в образце по отношению к деформированным волокнам.

Исследование различных плавок стали ОХ15Н5Д1Т показало, что ни присутствие титана, ни уменьшение содержания углерода до 0,05%, ни применение электрошлакового переплава не уменьшают развития деформационного старения. В частности, степень повышения $T_{\text{крит.}}$ одинакова в открытой и электрошлаковой плавках, несмотря на различный уровень прочности.

Для контроля деформационного старения, которое может возникнуть в полностью термообработанных изделиях из стали ОХ15Н5Д2Т,

следует иметь в виду те условия, при которых не происходит значительного повышения склонности к хрупкому разрушению: а) при деформациях $\leq 0,5\%$; б) при температурах эксплуатационного нагрева ниже 250°C ; в) в случае несоответствия направлений возможной пластической деформации до и после нагрева.

Возможность применения деформационного старения в качестве упрочняющей обработки. Настоящее исследование показало, что на листовом материале упрочнение при деформационном старении не сопровождается значительным изменением склонности к хрупкому разрушению. Поэтому этот процесс в стали ОХ15Н5Д2Т является не только нежелательным, но — в определённых условиях — его можно использовать для повышения запаса прочности изделий.

На листовом материале ($\delta = 2$ мм) при малых степенях деформации 2-5% и последующем старении при 450° , а в стали ОХ15Н5Д2Т (0,28% достигается предел текучести 138-142 кг/мм² без значительных изменений пластических свойств и $\sigma_{\text{отр.}}$ по сравнению с упрочняющей термообработкой (закалочное старение при 450°) (табл.2).

На основании проведённого исследования оказалось возможным предложить режим дополнительной упрочняющей обработки листов стали ОХ15Н5Д2Т: закалка $\rightarrow$ прокатка со степенью обжатия 5-12% или растяжение 2-3% $\rightarrow 450^{\circ}$, 1 час. При этом за счёт деформационного старения предел текучести повышается на 8-10 кг/мм².

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Исследованы процессы старения в нержавеющих сталях мартенситного и феррито-аустенитного классов ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т.

Выявлены закономерности закалочного старения хромоникелевой α -фазы этих сталей, а также особенности деформационного старения мартенсита стали ОХ15Н5Д2Т. Определена склонность сталей к переходу в хрупкое состояние под влиянием "475⁰-ной хрупкости" /сталь ОХ20Н6МД2Т/, закалочного и деформационного старения /сталь ОХ15Н5Д2Т/.

Полученные результаты могут быть использованы для повышения надёжности работы стальных изделий.

2. Проведено сравнение развития процесса старения в α -матрицах с различной плотностью дефектов, феррите и мартенсите, и установлено, что различие в кинетике старения, в степени упрочнения, уменьшения параметра кристаллической решетки, электросопротивления и ширины рентгеновских интерференций определяется несколькими причинами: различием в энергии активации старения, наложением на процесс старения в мартенсите - отрыва матрицы, а в феррито-аустенитной стали - "475⁰-ной хрупкости".

На основании расчёта энергии активации старения предложено объяснение быстрой скорости упрочнения на первой стадии старения в фазе. Так как энергия активации возрастает на этой стадии, а её наименьшее значение совпадает с $Q_{\text{акт.}}$ движения вакансий в α -железе, то значительная скорость изменения свойств на первой стадии может быть связана с ускорением диффузии за счёт пересыщенных вакансий в α -фазе. На второй стадии энергия активации остаётся постоянной и определяется плотностью дислокаций в матрице;

в феррите Q акт. составляет 51-59 ккал/г.ат, а в мартенсите 42-50 ккал/г.ат.

4. В мартенситной матрице при всех температурах старения, кроме 450-500°, большая прочность достигается не только за счёт более прочной матрицы, но и за счёт большей степени упрочнения при старении. В то же время вследствие более низкой энергии активации процесс старения в мартенсите идет быстрее, поэтому при температурах выше 500° мартенситная сталь разупрочняется быстрее, чем феррито-аустенитная.

5. Установлено, что в хромоникелевых стареющих сталях типа 20-6 во время термообработки при 450-500° развивается "475°-ная хрупкость". Начальная стадия этого процесса вносит дополнительный вклад в упрочнение феррита, замедляет перестаривание и в то же время не приводит к значительному снижению пластичности.

Предложена методика выявления "475°-ной хрупкости" на листовом материале без испытаний на ударную вязкость.

6. На основании исследования закалочного старения и "475°-ной хрупкости" в феррито-аустенитных сталях предложен новый режим термической обработки: 640°, 1 час + 475°, 4 часа, особенностью которого является то, что при уровне прочности $\sigma_B = 83-86$ кг/мм², $\sigma_{0,2} = 64-72$ кг/мм² и коррозионной стойкости таких же, как после применяемой термообработки (500°, 2 часа), вдвое повышается пластичность стали 0Х20Н6МД2Т.

7. Исследованы механические свойства мартенситной стали 0Х15Н5Д2Т после закалки и старения. Определено положение критических температур хрупкости $T_{крит.}$ и T_B . Установлено, что несмотря на то, что после закалочного старения при 450° сталь имеет $T_{крит.}$ ниже -120 + -140°C, при температурах ниже 0°C работа распространения трещины при ударных испытаниях ничтожно мала.

8. Выявлено положительное и отрицательное влияние титана на механические свойства стали ОХ15Н5Д2Т. Титан в небольших количествах /0,18-0,30% / является сильным упрочнителем стали при старении. Чем выше его содержание, тем менее склонна сталь к разупрочнению при повышенных температурах. В то же время, в сталях с максимальным по ТУ /0,30% / содержанием титана значительно уменьшается работа распространения трещины разрушения по сравнению с менее легированными сталями, и в изломе при комнатной температуре наблюдается до 80% кристаллической составляющей.

Поэтому в целях обеспечения большей надежности работы силовых деталей, для пруткового материала целесообразно применять сталь с возможно более низким содержанием титана.

9. Установлено, что длительные нагревы, до 100 часов, при 450-475° стали ОХ15Н5Д2Т не вызывают охрупчивания, т.е. в этой стали "475°-ная хрупкость" не развивается.

Исследование режимов стабилизации стали ОХ15Н5Д2Т показало, что в перестаренном состоянии сталь может выдерживать длительные нагревы при 350-450° без уменьшения прочности.

10. Обнаружено, что в мартенситной стали ОХ15Н5Д2Т, несмотря на низкое содержание углерода и присутствие титана, развивается деформационное старение. Исследовано влияние этого процесса на прочностные свойства и положение $T_{кр.т.}$ и $T_{\text{крит.}}$ в зависимости от степени и вида деформации, температуры старения и режима обработки на плавках с различным содержанием титана и углерода.

Установлено, что упрочнение при деформационном старении сопровождается появлением резкого предельного текучести на диаграмме растяжения, уменьшением практически до нуля способности к равномерной пластической деформации и повышением критической температуры хрупкости при ударных испытаниях. Общее удлинение, поперечное сужение

и ударная вязкость при комнатной температуре изменяются мало по сравнению с состоянием после обычной упрочняющей обработки.

Установлено, что эффект деформационного старения одинаков как в открытой, так и электрошлаковой плавках.

II. Показано, что повышение склонности к хрупкому разрушению при деформационном старении происходит, в основном, за счёт уменьшения работы зарождения трещины разрушения, и что по сравнению с другими факторами, способствующими хрупкому разрушению, такими, как увеличение размера зерна или повышение содержания титана в стали, деформационное старение является более слабым фактором.

12. Установлено, что влияние деформационного старения на склонность к хрупкому разрушению стали ОХ15Н5Д2Т может быть различным в зависимости от профиля полуфабриката или изделия.

На прутковом материале склонность к хрупкому разрушению проявляется значительно большей степени, чем на листовом, и, особенно сильно — при совпадении направления деформирования до и после старения. Поэтому были исследованы и определены условия (температура, вид и степень деформации), при которых деформационное старение не вызывает значительного повышения критической температуры хрупкости.

Для листового материала стали ОХ15Н5Д2Т деформационное старение при малых (2-4%) степенях деформации может быть использовано как дополнительная упрочняющая обработка, приводящая к повышению предела текучести на 8-10 кг/мм² без значительных потерь в пластичности и вязкости.

13. Результаты настоящей работы переданы в организацию, занимающуюся внедрением сталей ОХ15Н5Д2Т и ОХ20Н6МД2Т в машиностроительной промышленности, и могут быть использованы для установления оптимальной технологии изготовления деталей.

Основное содержание работы опубликовано в следующих статьях:

1. Л.В.Тарасенко, Н.В.Ульянова, Известия ВУЗов, Машиностроение, 1968, №7.
2. Л.В.Тарасенко, Н.В.Ульянова, В.И.Кучерявый, Известия ВУЗов, Машиностроение, 1969, №7.
3. Л.В.Тарасенко, Н.В.Ульянова, в сб. "Металлургические методы повышения прочности, надёжности и долговечности изделий из машиностроительных сталей", часть I, стр.47, Ленинград, 1969г.
4. Л.В.Тарасенко, Н.В.Ульянова, "Металловедение и термическая обработка металлов" (принято к печати).

Результаты работы доложены на:

- 1) конференции молодых специалистов, ЦНИИТМАШ, май 1967г.
- 2) межвузовской конференции, МВТУ, сентябрь 1967г.
- 3) конференции молодых ученых, Москва, апрель 1968г.
- 4) научно-технической конференции, МВТУ октябрь 1968г.
- 5) всесоюзной конференции, Ленинград, май 1969г.