

21.28

506

Министерство высшего и среднего специального
образования РСФСР

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

На правах рукописи

Аспирант М.А.СМИРНОВ

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Автореферат
диссертации на соискание ученой
степени кандидата технических
наук

05.16.00

Научные руководители:
доктор технических наук,
профессор М.М.ШТЕЙНБЕРГ
старший научный сотрудник,
кандидат технических наук
Е.Н.СОКОЛОВ

Челябинск, 1965 г.

474

ЧПИ

Читальный зал
«Профессорский»

Работа выполнена на кафедре "Термообработки и физики металлов" Уральского политехнического института им.С.М.Кирова и в лаборатории физического металловедения Института физики металлов Академии наук СССР.

Министерство высшего и среднего специального
образования РСФСР



ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

На правах рукописи

Аспирант М.А.СМИРНОВ

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

Автореферат
диссертации на соискание ученой
степени кандидата технических
наук

Научные руководители:

доктор технических наук,
профессор М.М.ШТЕЙНБЕРГ

старший научный сотрудник,
кандидат технических наук
Е.Н.СОКОЛКОВ

Челябинск, 1965 г.

Объединенный Совет по присуждению ученых степеней при Челябинском политехническом институте направляет Вам для ознакомления автореферат работы аспиранта СМИРНОВА М.А. на тему "Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства стареющих аустенитных сталей", представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Защита намечена на Апрель 1966

Просим принять участие в работе Совета или прислать свои отзывы в письменном виде в 2-х экземплярах.

Автореферат разослан 19 января 1966

Ученый секретарь Объединенного
Совета кандидат технических
наук, доцент

(П.Н.АМОСОВ)



ВВЕДЕНИЕ

Современное развитие техники предъявляет все возрастающие требования к материалам деталей машин и аппаратов, работающих в сложных условиях нагружения. Прогресс многих отраслей промышленности, например, энергомашиностроения, авиационной, химической и т.д., немалозначим без дальнейшего повышения эксплуатационных свойств жаропрочных материалов, большую группу которых составляют стареющие аустенитные стали и сплавы.

Одним из перспективных способов повышения прочностных свойств материалов, работающих при повышенных температурах, является термомеханическая обработка (ТМО), заключающаяся в совмещении пластической деформации с последующей термической обработкой и имеющая различные технологические схемы.

Для стареющих сталей и сплавов основными схемами термомеханической обработки являются следующие:

- 1) холодная деформация закаленных сплавов и их старение;
- 2) высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), заключающаяся в деформировании при температурах выше температурного порога рекристаллизации с фиксированием полученной структуры при помощи закалки и последующем старении;
- 3) различные режимы механико-термической обработки (МТО), заключающиеся, как правило, в проведении небольшой деформации при повышенных или даже пониженных температурах с последующей выдержкой при определенных температурах с целью создания в обрабатываемом материале структур типа полигональных.

Несмотря на проведение большого количества исследований, общие принципы выбора режимов термомеханической обработки для стареющих сплавов разработаны еще недостаточно. В связи с этим представлялось важным выяснить, как влияет пластическая деформация, осуществляемая в широком интервале температур, на прочностные свойства сплавов, имеющих различные особенности кинетики старения и различный тип упрочняющих фаз, а также попытаться установить, из каких соображений следует исходить при выборе оптимальных режимов

термомеханической обработки.

Настоящая работа посвящена выявлению основных закономерностей влияния пластической деформации, осуществляемой в интервале 20–1100°С, на структуру, процессы старения и механические свойства жаропрочных аустенитных сталей с карбидным (ЭИ 481) и интерметаллидным (ЭИ 612К) типами упрочнения.

Диссертация состоит из пяти глав. В первой главе приведены литературные данные о влиянии температуры на механизм пластической деформации, рассмотрены вопросы влияния пластической деформации на процессы распада пересыщенных твердых растворов и дан обзор имеющихся методов упрочнения жаропрочных металлов и сплавов.

Во второй главе описывается методика исследования.

В третьей главе приводятся и обсуждаются данные о влиянии температуры пластической деформации на структуру исследуемых сталей.

Четвертая глава посвящена изучению влияния температуры пластической деформации на процессы старения сталей ЭИ 481 и ЭИ 612К.

В пятой главе излагаются данные о механических свойствах этих сталей, подвергнутых различным температурным режимам деформации и старения.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования были выбраны сталь ЭИ 481 (4Х12Н8Г8МФВ), упрочняемая карбидами хрома и ванадия, и сталь ЭИ 612К (ХН35ВТ), упрочняемая в основном интерметаллидной фазой $Ni_3[Cr, Al]$ (γ' -фазой).

Из указанных сталей были изготовлены заготовки размерами 13х13х70 мм. Пластическую деформацию осуществляли при температурах 1100–20°С в ручьевом прокатном стане со скоростью 15 м/мин и обжатиями 10–15 и 25–30%. Предварительно заготовки нагревались на температуру 1180°С и после выдержки в течении 1 час.45 мин. для стали ЭИ 481 и 2 часов для стали ЭИ 612К подсушивались со средней скоростью 500 град/мин. до различных температур в интервале 1100–400°С (через каждые 100°С). Далее после трехминутной выдержки при этих температурах заготовки подвергали деформации с последую-

щим немедленным (через 0,2 сек) охлаждением в воде. Применение быстрого охлаждения после высокотемпературной деформации при 800–1100° позволяло зафиксировать нерекристаллизованную структуру. Кроме того, партия заготовок, закаленная в воду с 1180°, деформировалась при комнатной температуре.

Для изучения кинетики старения заготовки подвергались нагреву при температурах 650–800° (сталь ЭИ 48I) и 700–800° (сталь ЭИ6I2K) с выдержками от I до 250 часов.

Распад твердого раствора изучался по изменению твердости и постоянной решетки твердого раствора. Определение постоянной решетки производили либо по рентгенограммам, снятым в хромовом излучении в камере КРОС-I, либо на установке УРС-50И с применением железного излучения (по линии (3II)). В обоих случаях съемка осуществлялась с эталоном.

О тонкой структуре исследуемых сталей судили по форме, строению и интенсивности рефлексов (220) и (3II) на рентгенограммах обратной съемки, снятых в хромовом излучении. Применение рентгеновского пучка сходимостью 16 минут и диафрагм диаметром 0,4 мм давало возможность разрешать отражения от отдельных зерен в системе субпятен, соответствующих отдельным фрагментам, разориентированным между собой на 4 минуты и более. Дополнительно об изменении тонкой структуры судили также по уширению линий (III) и (3II), получаемых при съемке на установке УРС-50И.

Изучение текстуры проводилось по рентгенограммам, снятым в аксиальной камере. Аксиальная камера использовалась также и при исследовании рекристаллизации.

Структура сталей подвергалась изучению с помощью оптического и электронного микроскопов. При изучении стали ЭИ 6I2K использовался полупрямой метод исследования упрочняющей фазы.

Для дополнительного изучения состояния упрочняющих фаз производился рентгеноструктурный анализ осадков, полученных путем электролитического растворения образцов. Съемка осуществлялась в камере ВРС; осадки, выделенные для стали ЭИ 48I, снимались в хромовом излучении, а осадки из стали ЭИ 6I2K – в медном.

Механические свойства при комнатной и повышенных температурах

определялись на машине типа Р5 на образцах с расчетной длиной 30 мм и диаметром 5 мм. Испытания на длительную прочность проводили на машинах ЦКТИ-2.

П. СТРУКТУРА СТАЛЕЙ ЭИ48I И ЭИ 6I2K В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Тонкая структура исследуемых сталей претерпевает значительные изменения уже во время подстуживания до температур деформаций. Микроскопическое и рентгеноструктурное исследование показало, что подстуживание от 1180° до температур в интервале 1100-600° и последующая кратковременная выдержка при этих температурах вызывает некоторую фрагментацию структуры. Степень фрагментации зависит от температуры подстуживания и для указанных сталей она максимальна при 900°. Следует отметить, что скоростное подстуживание приводит к образованию неодинаковых по размеру фрагментов (от 10 мк до размера соизмеримого с зерном) и весьма неравномерному их распределению как между зернами, так и внутри одного зерна.

Считается, что за образование такой субструктуры ответственны, главным образом, термические напряжения, возникающие при подстуживании. Эти термические напряжения могут вызвать пластическую деформацию, а перераспределение образовавшихся дислокаций, происходящее при последующей кратковременной выдержке, - образование фрагментов, подобно тому, как это происходит при полигонизационном отжиге слабдеформированных металлов.

На образование фрагментированной структуры, по-видимому, влияет также и распад пересыщенного твердого раствора, происходящий при подстуживании этих сталей. Возможно, что процессы выделения, приводя к увеличению напряжений, могут способствовать развитию фрагментированной структуры.

Сопоставление структуры сталей ЭИ 48I и ЭИ 6I2K дает основание считать, что при подстуживании в первой из сталей происходит более интенсивная фрагментация, чем во второй.

Высокотемпературная пластическая деформация при 1000-1180° также приводит к образованию фрагментированной структуры в обеих сталях, о чем свидетельствует разбиение рефлексов, являющихся от-

ражениями от отдельных зерен, на большое количество субъятен. В отличие от скоростного подстуживания, высокотемпературная деформация вызывает образование более мелких и более равномерно распределенных по объему зерна фрагментов. Рентгенографическое исследование позволило установить, что их размеры изменяются в пределах 10-100 мк. Средний угол разориентировки между фрагментами и для стали ЭИ 48I и для стали ЭИ 6I2K с понижением температуры деформации от 1180 до 1000⁰ уменьшается в среднем с 20 до 10 минут.

За образование фрагментированной структуры ответственны процессы перераспределения дислокаций во время высокотемпературной деформации. Считается, что уменьшение среднего угла разориентировки между фрагментами при понижении температуры деформации связано с уменьшением степени перераспределения дислокаций. При снижении температуры деформации до 900⁰ и ниже процессы перераспределения дислокаций протекают, по-видимому, настолько слабо, что образование фрагментированной структуры не обеспечивается.

Деформация во всем исследованном интервале температур (20-1180⁰) приводит к измельчению блоков мозаики и увеличению микрорискажений кристаллической решетки, и, естественно, тем больше, чем ниже температура деформации. Это вызывает упрочнение, проявление которого в исследуемых сталях зависит, однако, от особенностей поведения упрочняющих фаз при последующем старении.

Распад пересыщенного твердого раствора, наблюдающийся уже в ходе подстуживания, в сильной мере интенсифицируется последующей пластической деформацией. Для стали ЭИ 48I это наблюдается в интервале температур 400-1100⁰, а для стали ЭИ 6I2K - в интервале 20-1100⁰, причем, максимум распада и в том и другом случае наблюдается при 900⁰. Следует отметить, что деформация стали ЭИ 48I при температуре 1180⁰ приводит к обратному явлению, то есть к более полному растворению карбидной фазы, о чем свидетельствует увеличение постоянной решетки твердого раствора.

Деформация во всем исследованном интервале температур вызывает образование текстуры, степень развития которой уменьшается с повышением температуры деформации. Установлено, что у стали

ЭИ 612К вдоль направления прокатки возникает текстура <112>.

Микроструктурное исследование показало, что с повышением температуры увеличивается неравномерность распределения пластической деформации, что особенно сильно выражено в стали ЭИ 48I. Высокотемпературная деформация приводит к появлению зубчатости на границах зерен, причем, для стали ЭИ 612К она начинает образовываться при более низкой температуре (900°), чем для стали ЭИ 48I (1000°). С повышением температуры деформации наблюдается возрастание периода, амплитуды и искаженности зубчатости.

Проведенное исследование позволило также установить, что для выбранного размера образцов принятая скорость прокатки (15 м/мин) с обжатием на 25-30% дает возможность подавить рекристаллизацию исследуемых сталей в процессе деформирования при температурах 1100° и ниже. В случае деформирования при 1180° в этих сталях наблюдается частичная рекристаллизация.

Ш. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ СТАРЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

1) Сталь ЭИ 48I. Изучение изменения постоянной решетки твердого раствора показало, что предварительная пластическая деформация в интервале температур $20-1100^{\circ}$ интенсифицирует процессы последующего старения. В процессе старения при 650° с выдержками до 250 часов это действие будет тем сильнее, чем ниже температура предварительной деформации. Оно заключается не только собственно в увеличении скорости распада, но и в увеличении количества упрочняющей фазы. Это связывается как с возрастанием числа несовершенств кристаллического строения, являющихся местами предпочтительного выделения карбидной фазы, так и с ускорением процессов диффузии. При повышении температуры старения от 650 до 800° (с выдержками 1-4 часа) эффект усиления распада несколько возрастает, но при больших продолжительностях - уменьшается, а в результате выдержки в течение 250 часов - практически отсутствует.

Данные, полученные на основании изменения постоянной решетки твердого раствора, подтверждаются dilatометрическими исследованиями.

Изучение структуры с помощью электронного микроскопа показывает, что в результате старения при 650° после обычной закалки из твердого раствора стали ЭИ 48I выделяются карбидные частицы, равномерно распределенные по телу зерна. Карбиды, выделяющиеся по границам зерен, имеют меньшую степень дисперсности, чем в теле зерна.

В образцах, прошедших после закалки холодную деформацию, карбидные частицы наблюдаются в основном на линиях скольжения. С повышением температуры предварительной деформации до 600° , когда число видимых линий скольжения значительно уменьшается, карбиды обнаруживаются как на них, так и между ними. Это свидетельствует о более равномерном распределении упрочняющей фазы. Высокотемпературная деформация при последующем старении также обеспечивает более равномерное распределение карбидов в теле зерна, чем предварительная холодная деформация: однако и в этом случае на линиях скольжения и границах фрагментов имеет место локализация выделений упрочняющей фазы.

Во время длительного старения при 650° происходит коагуляция карбидной фазы. Особенно интенсивно эти процессы протекают в холоднотемпературнодеформированных образцах. Ускоряющее действие предварительной пластической деформации на коагуляцию уменьшается с повышением температуры деформации. Однако и после высокотемпературной деформации при 1100° усиление коагуляции карбидной фазы при старении (хотя и незначительное) наблюдается.

Электронномикроскопическое исследование показало, что при старении в деформированных образцах на границах зерен образуются более крупные карбиды, чем в недеформированных.

Развитие старения стали ЭИ 48I при 650° после обычной закалки сопровождается некоторым измельчением блоков мозаики твердого раствора, увеличением микроискажений кристаллической решетки и появлением концентрационной неоднородности. Об этом свидетельствует увеличение уширения линии (3II) и появление ее асимметрии, а также азимутальное и радиальное размытие рефлексов (220) и (3II) на рентгенограммах обратной съемки. Подобное изменение наблюдается и у предварительно деформированных образцов. Одновременно с этим происходят процессы отдыха деформированной матрицы. Так, в

образцах, прошедших высокотемпературную деформацию, в результате длительного старения при 650° наблюдается увеличение размеров фрагментов, образовавшихся во время деформации. Следует однако отметить, что даже после выдержки в течение 250 часов уровень искажений в деформированных образцах остается большим, чем в недеформированных, и тем большим, чем ниже температура предварительной деформации.

Благодаря более интенсивному развитию распада, а также сохранению предварительного наклепа, деформированные образцы в результате старения при 650° обладают более высокой твердостью, чем недеформированные, и тем большей, чем ниже температура деформации. Так если после 64 часовой выдержки недеформированные образцы имеют твердость 380 ед. по Виккерсу, то твердость образцов, деформированных при $20-1100^{\circ}$, равна 400-430 ед. Уменьшение степени деформации от 25-30% до 10-15% вследствие меньшей интенсификации процессов старения и меньшей величины предварительного наклепа приводит к снижению упрочнения, получаемого при последующем старении.

Значительного увеличения упрочнения за счет интенсификации процессов распада твердого раствора с помощью предварительной деформации на стали ЭИ 48I получить, однако, не удастся. Это связывается со значительным развитием коагуляции карбидной фазы.

При повышении температуры старения до $700-800^{\circ}$, когда разупрочнение деформированной матрицы и коагуляция карбидов идут более интенсивно, увеличение упрочнения наблюдается лишь у образцов, деформированных при $400-900^{\circ}$. Холоднодеформированные образцы при этих температурах старения начинают разупрочняться более интенсивно, что связано не только с более сильной коагуляцией карбидной фазы, но и также с более быстрым снятием предварительного наклепа. Установлено, что во время старения при 800° с выдержками 64 часа и более в холоднодеформированных образцах происходит рекристаллизация аустенита, что не наблюдается в образцах, деформированных при более высоких температурах.

Применение высокотемпературной деформации при $1000-1100^{\circ}$ с последующим старением при $700-800^{\circ}$ также не дает возможности увеличить упрочнение стали ЭИ 48I. Это объясняется тем, что на кине-

тику старения стали ЭИ 48I при этих температурах начинает влиять преждевременный распад твердого раствора, протекающий при подстуживании и деформации. Так как при подстуживании и высоко-температурной деформации образуются довольно крупные карбидные частицы, то при последующем старении не все количество упрочняющей фазы будет иметь оптимальную степень дисперсности. Кроме того, наличие в материале частиц с большими контрастами в размерах, по-видимому, ускоряет процессы коагуляции карбидной фазы, что также не может способствовать упрочнению.

Понижение скорости подстуживания перед деформацией, осуществляемой при температурах 1000–1100⁰, от 500 град/мин. до 10 град/мин. в связи со значительным распадом пересыщенного твердого раствора приводит к еще более заметному снижению упрочнения стали после старения.

2) Сталь ЭИ 6I2K. Пластическая деформация, проводимая в интервале температур 20–1100⁰, ускоряет распад аустенита при последующем старении и в стали ЭИ 6I2K, и также тем сильнее, чем ниже температура деформации. Так, например, если за четыре часа старения при 750⁰ недеформированный твердый раствор распался на 17%, то после деформации при 1100 и 600 и 20⁰ за это же время старения его распад достиг 22, 30 и 35% соответственно.

Микроструктурные исследования осадков и электронномикроскопическое изучение структуры показало, что при старении как в деформированных, так и недеформированных образцах стали ЭИ 6I2K образуется большое количество мелкодисперсных частиц γ' - фазы и небольшое число крупных частиц карбидов TiC. Пластическая деформация при 20 и 600⁰ несколько ускоряет коагуляцию интерметаллидной фазы, однако это действие проявляется в значительно меньшей мере, чем в стали ЭИ 48I. Высокотемпературная деформация при 1100⁰ почти не влияет на дисперсность интерметаллидной фазы, выделяющейся при последующем старении.

В результате распада стали ЭИ 6I2K, подвергнутой предварительной деформации при 20–1100⁰, наблюдается в основном равномерное распределение частиц γ' - фазы; предпочтительное выделение ее в местах локализации пластической деформации почти не имеет места.

Это связано, по-видимому, в значительной мере с однотипностью решеток выделяющейся фазы и матрицы, а также с малым различием их параметров. Отсутствие "чувствительности" γ' - фазы к дефектам кристаллического строения наблюдали в своих работах С.Б.Масленков и Э.Хорнбоген.

Электронномикроскопическое исследование позволило установить, что в образцах стали ЭИ 612К, прошедшей высокотемпературную деформацию при 1100° и старение при 700–750°, в областях, прилегающих к границам зерен, наблюдается повышенная плотность выделившихся частиц, что не имеет места в закаленных или холоднодеформированных образцах, подвергнутых аналогичному старению.

Сильная интенсификация процессов выделения в условиях отсутствия значительного ускорения коагуляции дает возможность с помощью предварительной деформации существенно увеличить упрочнение стали ЭИ 612К в результате последующего старения в интервале температур 700–800°. Это упрочнение тем больше, чем ниже температура деформации. Так после 16-часовой выдержки при 700° применение предварительной деформации в интервале 20–1100° дает возможность повысить твердость стали с 230 ед. по Виккерсу до 320–360 ед. Наблюдаемое дополнительное упрочнение деформированных образцов является суммой предварительного наклепа и прироста упрочнения за счет интенсификации процессов старения. Эффект дополнительно упрочнения весьма устойчив и сохраняется при длительном старении. С уменьшением степени деформации с 25–30% до 10–15%, а также с повышением температуры старения он, естественно, уменьшается.

Важно отметить также, что для стали ЭИ 612К преждевременный распад пересыщенного твердого раствора, имеющий место при подстуживании и деформации, не оказывает заметного влияния на процессы последующего старения. По-видимому, это связано с тем, что выпадающие во время подстуживания или деформации частицы не коагулируют и не способствуют из-за этого коагуляции фазы при последующем старении. Отсутствие неблагоприятного влияния преждевременного распада на коагуляцию упрочняющей фазы дает возможность получить на стали ЭИ 612К высокий уровень упрочнения. Реализация дополнительного упрочнения в результате ВТМО возможна и

в том случае, когда подстуживание от температуры закалки до температуры деформирования осуществляется с небольшой скоростью (10 град/мин.).

При старении стали ЭИ 612К, так же как и ЭИ 48I, одновременно с изменениями тонкой структуры, вызванными процессами выделения, происходит снятие предварительного наклепа. Важно отметить, что при старении стали ЭИ 612К, прошедшей высокотемпературную деформацию, такого сильного укрупнения фрагментов, как это имело место в стали ЭИ 48I не наблюдается.

Установлено, что устойчивость деформированной стали ЭИ 612К в отношении развития рекристаллизации при 900° тем больше, чем выше температура деформации. После деформации при 800-900°, наблюдается однако относительное уменьшение устойчивости структуры против рекристаллизации. Это связывается со значительным протеканием преждевременного распада во время деформации при этих температурах, который приводит к выделению частиц γ' -фазы, некогерентно связанных с матрицей.

IV. ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ЭИ 48I И ЭИ 612К ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РЕЖИМОВ ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ

I. Кратковременные высокотемпературные испытания

Особенности влияния пластической деформации на процессы выделения и особенно коагуляции карбидной и интерметаллидной фаз приводят к различной зависимости механических свойств рассматриваемых сталей от температуры предварительной деформации.

а) Сталь ЭИ 48I. В условиях кратковременных испытаний при 650° повышение прочностных свойств стали ЭИ 48I после двухступенчатого старения (660° - 16 ч. + 760° - 16 ч.) имеет место лишь в результате применения теплой деформации в интервале 400-800°. Повышение прочности в этом случае происходит за счет предварительного наклепа и увеличения количества карбидной фазы, несмотря на уменьшение ее дисперсности из-за развития процессов коагуляции.

Предварительная холодная деформация и последующее такое же старение не обеспечивают повышения кратковременной прочности стали ЭИ 48I из-за сильного ускорения коагуляции карбидной фазы, а также, возможно, и за счет интенсивного снятия предварительного наклепа при старении. Не повышает свойств прочности и ВТМО, проводимая при 1000-1100⁰, что объясняется малой дисперсностью карбидной фазы и небольшой степенью предварительного наклепа.

Важно отметить, что ВТМО при 1000-1100⁰ обеспечивает, однако, значительное повышение свойств пластичности стали по сравнению с недеформированным состоянием, что, по-видимому, следует связывать с наличием зубчатого строения границ зерен, затрудняющим межзеренное разрушение.

Значительное повышение прочностных свойств стали ЭИ 48I, подвергнутой предварительной деформации, по сравнению со стандартной обработкой (закалка и старение 660⁰ - 16 час. + 790⁰ - 16 час.) можно добиться лишь при снижении температуры второго старения, т.е. тогда, когда процессы коагуляции карбидов и снятия предварительного наклепа идут менее интенсивно. В этих условиях максимальное повышение свойств прочности обеспечивает теплая деформация при 600⁰ на 25-30%. Снижение температуры второго старения до 730⁰ дает возможность с помощью такой обработки в условиях испытания при 650⁰ повысить предел текучести с 45 до 65 кг/мм², а предел прочности с 51 до 69 кг/мм², т.е. на 45 и 35% соответственно. Одновременно, однако, снижается пластичность: относительное удлинение падает с 12 до 4%, а относительное сужение - с 39 до 9%.

Для стали, подвергнутой ВТМО при 1000-1100⁰, снижение температуры второго старения дает возможность получить по сравнению со стандартной обработкой заметный выигрыш не только в прочности, но и в пластичности. Так, ВТМО при 1100⁰ с деформацией на 25-30% и последующее двойное старение при 660 и 730⁰ в течение 16 часов каждое повышает при 650⁰ предел текучести, предел прочности и относительное удлинение на 10-15%, а относительное сужение - на 25%.

Следует отметить, что при снижении температуры второго старения, естественно, повышаются прочностные свойства образцов, неподвергавшихся предварительной деформации, при одновременном сильном

падении пластичности. Однако, в этом случае таких высоких значений прочности, которые обеспечивает предварительная теплая деформация, достигнуть не удастся. Снижение температуры второго старения не дает возможности для недеформированного материала получить и такого благоприятного сочетания свойств прочности и пластичности, которые наблюдаются после ВТМО.

Таким образом, для стали ЭИ 48I можно рекомендовать применение теплой деформации в тех случаях, когда требуются максимальные прочностные свойства, и ВТМО - когда наряду с повышением прочности необходимо иметь высокую пластичность стали. Из данной части работы следует также, что для получения наилучшего сочетания механических свойств стали, подвергнутой термомеханической обработке, температурные режимы деформации и старения должны быть согласованы.

б) Сталь ЭИ 6I2K. Значительное повышение кратковременной прочности при горячих испытаниях (650°) обеспечивает для стали ЭИ6I2K предварительная деформация во всем исследованном интервале температур ($20-1100^{\circ}$). Максимальные прочностные свойства достигаются после холодной деформации на 25-30% и последующего старения при 700° в течение 25 часов. В этом случае по сравнению с недеформированным состоянием, предел текучести увеличивается с 48 до 77 кг/мм^2 , а предел прочности - с 57 до 80 кг/мм^2 , т.е. на 60 и 40% соответственно. С повышением температуры предварительной деформации свойства прочности монотонно понижаются. Однако и в результате высокотемпературной деформации при 1100° на 25-30% и последующего старения при 700° в течение 25 часов обеспечивается существенный выигрыш в прочности (предел текучести повышается на 25, а предел прочности - на 15%).

Если предварительная холодная и теплая деформация почти не влияют на свойства пластичности, получаемые после старения при 700° , то ВТМО при $1000-1100^{\circ}$ приводит к некоторому их снижению. Не исключено, что это связано, как это установлено в микроструктурных исследованиях, с повышенной плотностью выделений в приграничных зонах зерен. Следует отметить также, что после старения при 700° общий уровень пластичности стали ЭИ 6I2K невелик. Двухступенчатый режим старения ($800^{\circ}-10 \text{ час.} + 700^{\circ}-25 \text{ час.}$), по

сравнению с одноступенчатым, приводит для стали ЭИ 612К в испытаниях при 650° почти к трехкратному повышению пластичности как деформированных, так и недеформированных образцов, в то время как характеристики прочности для недеформированных образцов почти не изменяются, а для деформированных — снижаются. Вместе с тем выигрыш в пределе текучести (по сравнению с недеформированным состоянием) еще сохраняется; для образцов, подвергнутых холодной и тепловой деформации, он после этого режима старения составляет 30%, а для образцов, прошедших ВТМО при 1100° — 15%.

2. Испытания на длительную прочность

Для исследованных сталей в испытаниях на длительную прочность выявлена разная зависимость времени до разрушения от температуры предварительной деформации. Значительное увеличение времени до разрушения (в 5-7 раз) и снижение скорости ползучести на ее второй стадии (в 3-4 раза) при 650° и напряжении 38 кг/мм² для стали ЭИ 48I достигается лишь в результате ВТМО при 1000-1100°, что связывается с наличием фрагментированной структуры. Остальные режимы термомеханической обработки в выбранных условиях испытания, несмотря на создание деформационного наклепа, для стали ЭИ 48I не увеличивают времени до разрушения и не уменьшают скорости ползучести. Это объясняется в основном малой степенью дисперсности карбидной фазы.

Для стали ЭИ 612К повышение длительной прочности обеспечивают все исследованные режимы термомеханической обработки. Максимальное увеличение 100-часовой длительной прочности при 650° (на 45%) наблюдается в случае применения предварительной деформации при 20-600°, т.е. после таких режимов термомеханической обработки, которые обеспечивают получение максимального количества мелкодисперсной упрочняющей фазы. При повышении температуры деформации до 1100° эффект увеличения 100-часовой длительной прочности уменьшается до 10-15%.

ВЫВОДЫ

1. Изучено влияние температуры пластической деформации на структуру, процессы старения и механические свойства жаропрочных

аустенитных сталей с карбидным (ЭИ 48I) и интерметаллидным (ЭИ 6I2K) упрочнением.

2. Скоростное подстуживание от 1180° до температур, лежащих в интервале $1100-600^{\circ}$, с последующей кратковременной выдержкой при выбранных температурах приводит к значительной фрагментации структуры исследованных сталей. Степень фрагментации зависит от температуры подстуживания и максимальна при $900-700^{\circ}$; причем в стали ЭИ 48I она более развита, чем в стали ЭИ 6I2K.

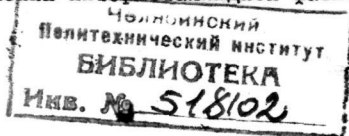
3. Увеличение размеров блоков мозаики, наблюдаемое с повышением температуры деформации, сопровождается в интервале температур $1000-1180^{\circ}$ развитием фрагментированной структуры с размером разориентированных объемов от 10 до 100 мк. С повышением температуры деформации от 1000 до 1180° угол разориентировки между фрагментами увеличивается в среднем с 10 до 20 мин.

4. Высокотемпературная деформация при $1000-1180^{\circ}$ для стали ЭИ 48I и при $900-1180^{\circ}$ для ЭИ 6I2K вызывает так же образование на границах зерен характерной зубчатости. Период, амплитуда и искаженность зубчатости увеличиваются с повышением температуры деформации, являясь примерно одинаковыми для указанных сталей.

5. В процессе пластической деформации в интервале $1100-400^{\circ}$ для стали ЭИ 48I и $1100-20^{\circ}$ для ЭИ 6I2K наблюдается распад пересыщенного твердого раствора, максимум которого лежит при 900° . Деформация стали ЭИ 48I при температуре 1180° приводит, напротив, к более полному растворению карбидной фазы.

6. Предварительная пластическая деформация сталей ЭИ 48I и ЭИ 6I2K, осуществляемая в интервале температур $20-1100^{\circ}$, ускоряет процессы старения, приводя к более полному распаду твердого раствора. С повышением температуры деформации такое ее инициирующее действие ослабляется.

7. В деформированном материале при последующем старении наблюдается усиление коагуляции упрочняющих фаз, и тем значительнее, чем ниже температура предварительной деформации. Установлено, что ускоряющее действие пластической деформации на коагуляцию сильно выражено в отношении карбидной фазы и значительно слабее - в отношении интерметаллидной фазы.



8. Наблюдающийся уже при подстуживании от 1180° до $1100-700^{\circ}$ (без деформации) некоторый распад твердого раствора приводит при последующем старении ($700-800^{\circ}$) к заметному уменьшению упрочнения стали ЭИ 48I.

9. Пластическая деформация стали ЭИ 48I при $20-1100^{\circ}$ обеспечивает заметное дополнительное упрочнение только после старения при 650° . При повышении температуры старения до $700-800^{\circ}$ значительный выигрыш в упрочнении по сравнению с недеформированным состоянием достигается лишь после деформации в интервале $400-900^{\circ}$. Предварительная высокотемпературная деформация при этих температурах старения приводит к уменьшению упрочнения из-за распада твердого раствора во время подстуживания и деформации, а холодная деформация - из-за интенсивного развития коагуляции карбидной фазы и снятия предварительного наклепа.

Для стали ЭИ 6I2K все исследованные режимы предварительной деформации приводят в результате последующего старения при $700 - 800^{\circ}$ к существенному выигрышу в упрочнении и тем большему, чем ниже температура деформации.

10. В результате старения стали ЭИ 6I2K, прошедшей высокотемпературную деформацию при 1100° , в областях, прилегающих к границам зерен, наблюдается большая плотность выделений, чем после старения материала, подвергнутого обычной закалке или холодной деформации после закалки.

11. Повышение прочностных свойств стали ЭИ 48I (по сравнению со стандартной обработкой) в кратковременных испытаниях при повышенной температуре (650°) достигается в случае предварительной деформации при $400-800^{\circ}$, а пластичности - при $1000-1100^{\circ}$ (со старением после деформации при $660^{\circ}-16 \text{ час.} + 760^{\circ}-16 \text{ час.}$). Подбор режима двойного старения (с пониженной температурой 2-го старения) для стали ЭИ 48I, подвергнутой ВТМО при $1000-1100^{\circ}$, дает возможность, по сравнению со стандартной обработкой, повысить одновременно прочность и пластичность стали ЭИ 48I. Применение холодной и особенно теплой деформации (с последующим старением по выбранному режиму) позволяет получить более высокую прочность, чем в результате ВТМО, однако, при сильном снижении пластичности.

12. Для стали ЭИ 612К пластическая деформация в интервале 20–1100° с обжатием 25–30% и последующее одноступенчатое старение при 700° в течение 25 часов в кратковременных испытаниях при 650° значительно повышает прочностные свойства и тем сильнее, чем ниже температура деформации. После одноступенчатого старения пластичность стали, определяемая в таких испытаниях, невелика, но она увеличивается в результате двухступенчатого старения (800°–10 час. + 700°–10 час.), что сопровождается, однако, уменьшением эффекта упрочнения.

13. Для сталей с карбидным и интерметаллидным упрочнением наблюдается разная зависимость времени до разрушения от температуры предварительной деформации. Если для стали ЭИ 48I увеличение времени до разрушения в испытаниях при 650° наблюдается только после высокотемпературной деформации при 1000–1100°, то для стали ЭИ 612К все исследованные режимы деформации (20–1100°) увеличивают длительную прочность; причем ее максимальное повышение наблюдается после холодной деформации при 20° и теплой – при 600°.

14. При выборе режимов термомеханической обработки для стареющих аустенитных сталей и сплавов следует учитывать особенности влияния предварительной деформации не только на изменение тонкой кристаллической структуры, но и ее действие на кинетику распада твердых растворов и скорость коагуляции упрочняющих фаз.

Полученные данные показывают, что на аустенитной стали с медленно коагулирующей интерметаллидной фазой легче получить с помощью термомеханической обработки значительное повышение прочностных свойств (в том числе и высокотемпературных), чем на сталях, упрочняемых карбидами.

Результаты работы докладывались на городском научно-техническом семинаре термистов в феврале 1965 г. в г.Свердловске, на 19-й всесоюзной научно-технической сессии по жаропрочным материалам в апреле 1965 г. в г.Москве, на первом городском совещании

по физике твердого тела в апреле 1965 г. в г.Свердловске, на всесоюзном совещании по термомеханическому упрочнению кристаллической решетки в ноябре 1965 г. в г.Харькове и опубликованы в следующих статьях:

1. М.А.Смирнов, М.М.Штейнберг, Е.Н.Соколов. Известия вузов, Черная металлургия, 1964, № 12, 112.
2. Е.Н.Соколов, М.А.Смирнов, М.М.Штейнберг, М.М.Ничкова. Физика металлов и металловедение, 1965, т.20, № 1, 120.
3. М.А.Смирнов, Е.Н.Соколов, М.М.Штейнберг. Изв. АН СССР, Металлы, 1965, № 5, 149.