

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

**Институт металлургии
и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН**

80 лет

Москва

ИМЕТ РАН

2018 г.

УДК 669.1; 546.1; 546.3

Институт металлургии материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 80 лет.
Сборник научных трудов.
М.: Интерконтакт Наука, 2018, 644 с.

ISBN 978-5-902063-58-2

Сборник подготовлен в связи с 80-летием создания Института Металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук. В статьях содержатся материалы по основным направлениям научной деятельности в области металлургии черных, цветных и редкоземельных металлов, материаловедения металлических, керамических, нанокристаллических, композиционных материалов, развития методов исследования состава, структуры и свойств материалов.

Материалы сборника могут представлять интерес для ученых и сотрудников научно-исследовательских и учебных институтов и университетов, промышленных предприятий, работающих в области металлургии черных, цветных и редких металлов, материаловедения неорганических материалов и методов исследования.

Редакционная коллегия

Академик К.А. Солнцев (ответственный редактор), академик О.А. Банных (зам. Ответственного редактора), академик В.М. Бузник, академик В.М. Иевлев, академик Ю.В. Цветков, чл.-корр. РАН М.И. Алымов, чл.-корр. РАН С.М. Баринов, чл.-корр. РАН Г.С. Бурханов, чл.-корр. РАН Григорович К.В., чл.-корр. РАН А.Г. Колмаков, чл.-корр. РАН В.С. Комлев, д.ф.-м.н. С.В. Симаков, к.т.н. О.Н. Фомина (ответственный секретарь)

ISBN 978-5-902063-58-2

© ИМЕТ РАН, 2018

Особенности механического поведения тонколистовой аустенитно – мартенситной трип-стали

В.Ф. Терентьев

DOI: 10.30791/978-5-902063-58-2-451-463

Введение

В 1932 году Е. Шайль обнаружил [1], что в железоникелевых сплавах с пониженной температурой начала мартенситного превращения при охлаждении (точка M_n) растяжение образцов при комнатной температуре приводит к образованию α' -мартенсита в количестве тем больше, чем выше степень деформации. В. Закей и И. Паркер в 1966 г. подали заявку на патент нового класса высокопрочных нержавеющей сталей с повышенной пластичностью за счет образования мартенсита деформации [2], а первая публикация по свойствам этих сталей появилась в 1967 г. [3]. Основная идея этого нового типа сталей выражена в названии - TRIP-steels (TRIP - Transformation Induced Plasticity – пластичность, вызванная превращением). В России встречается название этих сталей, как ПНП - стали (ПНП - пластичность, наведенная превращением). В работе [3], в которой изучались впервые механические свойства высокопрочных аустенитно-мартенситных трип – сталей, высокий комплекс прочностных характеристик (σ_v до 2000 МПа) и пластичности ($\delta \geq 25\%$) достигался за счет теплой деформации при больших степенях обжата и прокатки при температуре жидкого азота с последующим отпуском.

Аномально повышенная пластичность аустенитно-мартенситных трип-сталей по сравнению с метастабильными аустенитными сталями связана с тем, что в процессе статического растяжения при комнатной температуре в локальных объемах металла происходит дополнительное образование мартенсита деформации. На стадии деформационного упрочнения в месте зарождения шейки (образования микрошейки) происходит релаксация внутренних напряжений в результате совместного действия механизма скольжения и мартенситного превращения (на кривой растяжения в этот момент напряжение несколько падает). Затем за счет добавочного образования мартенсита деформации в этом локальном месте наблюдается резкое повышения коэффициента деформационного упрочнения. На кривой растяжения в этот момент напряжение возрастает. Микрошейка дальше не развивается в макрошейку. Роль вновь образовавшегося мартенсита деформации сводится, таким образом, к предотвращению локализованного

течения в шейке и обеспечению повышенной равномерной деформации по всей длине образца за счет процесса образования «бегущей шейки», При этом на кривой статического растяжения наблюдается зубчатый характер пластического течения [5].

Высокопрочные трип-стали применяются в изделиях, для которых важно уменьшение массы при сохранении высокой прочности. Это могут быть болты и крепежные изделия, некоторые виды тросов и прядей, высокоскоростные роторы, валы, торсионы вертолетов и многие другие детали машин и механизмов.

Результаты исследований

Материал и методика исследований. В последние годы в лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ИМЕТ РАН совместно с ОАО «Камов» был проведен ряд исследований по изучению особенностей механического поведения тонколистовой ленты (толщина 0,3 мм) из аустенитно-мартенситной трип-стали 23X15H5AM3M3-III (ВНС9-III), используемой для изготовления ответственных деталей авиационной техники (например, торсионов несущих винтов вертолетов) с целью повысить их эксплуатационный ресурс [6-15].

Принцип получения и способ упрочнения тонколистовой трип-стали ВНС9-III связан с подбором определенного состава стали, режимов термической обработки и температуры деформации. Отличительной особенностью этой стали является то, что после аустенитизации (заковки с температур 980 – 1200⁰С) температура начала мартенситного превращения при охлаждении M_n лежит ниже комнатной температуры, а температура начала образования мартенсита деформации M_d – выше комнатной температуры. Таким образом, после заковки сталь имеет аустенитную структуру. Последующая пластическая деформация при комнатной температуре приводит к образованию мартенсита деформации и сталь становится аустенитно- мартенситной.

В настоящее время лента из ВНС9-III изготавливается в условиях металлургических предприятий группы «Мечел» с соблюдением требований по ТУ14-14126-86 «Лента из коррозионностойкой стали марки 23X15H5AM3M3-III (ВНС 9-III)» по технологии, разработанной ФГУП «ВИАМ». Горячекатаный подкат листа толщиной ~ 4 мм с структурой аустенита подвергается холодной прокатке за несколько переходов для получения готового листа толщиной 0,3 мм. Необходимый химический

состав ленты по этим ТУ приведен в таблице 1. Оптимальный комплекс механических свойств достигается в том случае, когда в структуре материала содержится примерно одинаковое количество наклепанного аустенита и мартенсита деформации [12, 16]

Таблица 1

Химический состав (вес. %) трип-стали ВНС9 - Ш

Марка стали	C	Cr	Mo	Mn	Si	N	Ni	S	P
ВНС 9-Ш	0,20- 0,25	14,5- 16,0	2,7- 3,2	≤1,0	≤0,6	0,03- 0,07	4,8- 5,8	≤0,01	≤0,015

Минимальные механические свойства ленты, определяемые на образцах, вырезанных из ленты в состоянии поставки по ТУ14-14126-86, должны быть следующими: предел прочности $\sigma_b = 1470$ МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1275$ МПа, относительное удлинение $\delta = 12\%$.

Механические свойства стали ВНС9-Ш при статическом растяжении и в условиях циклического нагружения определяли с использованием универсальной сервогидравлической 10-тонной машины Instron 8801 при комнатной температуре. Испытывали плоские образцы с размером рабочей части $0,3 \times 7 \times 20$ мм. Статическое растяжение выполнено при скорости деформирования $\dot{\epsilon} = 8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (1 мм/мин), а испытания на усталость в условиях повторного растяжения при минимальном напряжении цикла $\sigma_{\min} = 100$ МПа и частоте $f = 30$ Гц.

Фазовый состав (средние значения фазового состава приведены с разбросом данных $\pm 5\%$) изучали с использованием рентгеновских дифрактометров «SIMADZU» XRD-6000 в Cu_α - излучении. Рентгенограммы снимались с середины поверхности рабочей части образцов вдали от зоны перехода от рабочей части к более широкой части. Структура стали ВНС9-Ш в исходном состоянии представляла собой пакетный мартенсит деформации (α' – фаза) и наклепанный аустенит (γ – фаза) (55% мартенсита и 45% аустенита). Средний размер зерна аустенита в направлении прокатки составлял ~ 25 мкм.

Интересной и важной особенностью структуры ленты из стали ВНС9-Ш является также то, что в результате холодной прокатки в поверхностном слое глубиной ~ 5 мкм содержится значительно большее содержание мартенсита деформации, чем во внутренних объемах материала из-за неравномерной деформации в условиях прокатки. То есть, эта лента фактически является градиентным композиционным материалом [9].

Особенности механического поведения стали ВНС9 – Ш при статическом растяжении. На рис. 2 представлена характерная кривая статического растяжения стали ВНС9-Ш и для сравнения дан вид кривой растяжения высокопрочной углеродистой стали с сопоставимым уровнем предела прочности.

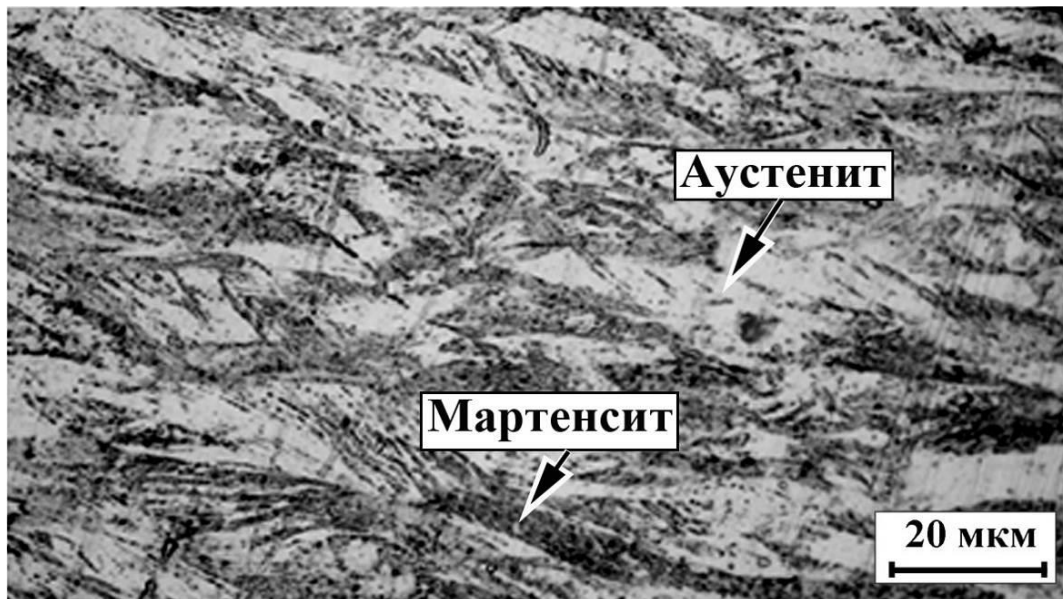


Рис.1. Структура стали ВНС9-Ш после заключительного этапа холодной прокатки.



Рис.2. Кривые усталости стали ВНС9-Ш (а) и высокопрочной углеродистой стали (б)

Видно, что кривая статического растяжения стали ВНС9-Ш отличается от вида кривых растяжения углеродистых высокопрочных сталей по многим параметрам.

Во-первых, у этой трип-стали наблюдается наличие развитой стадии микротекучести (пластическая деформация до начала возникновения физического предела текучести ϵ_m может составлять до 1,0%).

Во-вторых, у нее имеется протяженная деформация на площадке текучести ϵ_T (до 8,0%). Это, возможно, объясняется тем, что деформация на площадке текучести у стали ВНС9-Ш связана не только с процессами сдвигообразования и двойникования, но также с дополнительным образованием мартенсита деформации [17]. Кроме того, в работе показано [18], что длинные площадки текучести, как правило, у конструкционных сталей наблюдаются в том случае, когда наблюдается пологий подъем кривых растяжения на стадии деформационного упрочнения. Фронт Людерса-Чернова на площадке текучести распространяется по двум пересекающимися плоскостями скольжения (рис. 2, з) [11]

В-третьих, на пологой стадии деформационного упрочнения у этой стали наблюдается аномальная пластичность (большое равномерное удлинение) и зубчатый характер кривой растяжения (эффект Портевена – Ле Шателье), связанные с повышенной сопротивляемостью материала локализованному течению и релаксацией внутренних пиковых напряжений при образовании мартенсита деформации. Эффект релаксации пиковых напряжений в момент сдвиговой перестройки решетки предотвращает преждевременное зарождение макрошейки. Возникает эффект последовательного образования микрошеек. [5, 19].

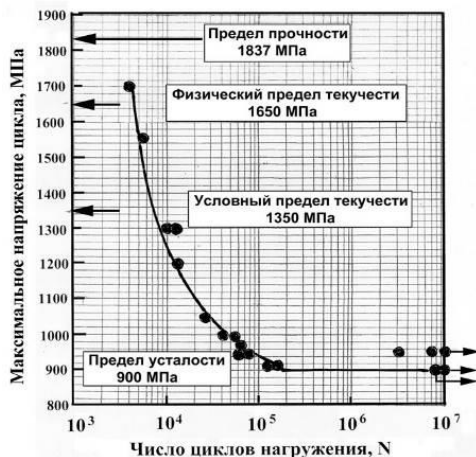
В-четвертых, на заключительной стадии деформирования на кривой статического растяжения стали ВНС9-Ш не происходит номинального снижения напряжения, связанного с сужением поперечного сечения перед разрушением, а наблюдается резкая активизация сигналов АЭ, связанная с дополнительным интенсивным упрочнением материала, и в частности, с образованием мартенсита деформации [17, 19].

В-пятых, удаление более прочного поверхностного слоя с повышенным содержанием мартенсита деформации не приводит у этой стали к снижению прочностных характеристик и пластичности, что, по – видимому, связано с более интенсивным проявлением трип-эффекта в материале с большим количеством аустенита [17, 19].

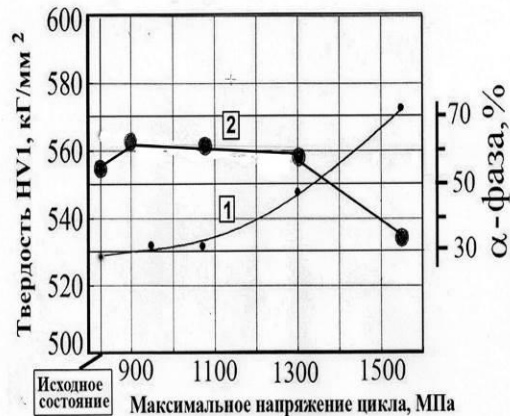
Особенности механического поведения стали ВНС9-Ш при циклическом деформировании. Особенности поведения стали ВНС9-Ш в

условиях циклического деформирования непосредственно связаны со структурным и фазовым составом этой стали и ее поведением в условиях статического деформирования.

На рис. 3, а представлена кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш. Видно, что большая часть разрушившихся образцов лежит в области напряжений, соответствующих стадии микротекучности при статическом деформировании, и их долговечность соответствует области малоциклового усталости (до долговечности $\sim 10^5$ циклов). Такое поведение при усталости характерно для высокопрочных металлических материалов [20]. Также, у этой стали наблюдается четкий физический предел усталости $\sigma_R = 900$ МПа, а отношение предела усталости к пределу прочности равно $\sim 0,5$. Предел усталости находится значительно ниже уровня условного и физического предела текучести.



а



б

Рис.3. Кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш (а) и изменение твердости (1) и количества α – фазы (2) после испытания на усталость образцов из стали ВНС9 – Ш при разных максимальных амплитудах напряжения (б)

На рис. 3, б показана зависимость изменения твердости и количества α – фазы с ОЦК – решеткой образцов из стали ВНС9-Ш после их усталостного разрушения при различных максимальных амплитудах нагружения. Твердость исходных образцов до разрушения составляла 529 кг/мм^2 . При напряжении близком к пределу усталости значение твердости близко к исходному уровню. По мере увеличения максимального напряжения цикла твердость возрастает и при $\sigma_{\max} = 1550$ МПа она составляет 572 кг/мм^2 . Такое повышение значений твердости связано не только с изменением механических свойств этой стали в процессе циклического деформирования,

но и с тем обстоятельством, что в процессе замера твердости у образцов из этой стали в зоне индентации пирамидки наблюдается развитая пластическая деформация, которая может приводить к дополнительному образованию мартенсита в локальной зоне под индентором. В этом смысле интересно сравнить результаты по твердости с данными рентгеноструктурного анализа.

Из данных по рентгенофазовому составу (рис. 3, б, кривая 2) видно, что усталостное нагружение в течение 10^7 циклов при $\sigma_{\max} = 900$ МПа приводит к небольшому дополнительному образованию мартенсита деформации. Затем вплоть до $\sigma_{\max} = 1300$ МПа количество α – фазы стабилизируется, а при $\sigma_{\max} = 1550$ МПа довольно резко снижается. Возможно, что такое резкое снижение количества α -фазы связано с разогревом локальных областей материала, приводящему к обратному превращению мартенсита в аустенит. Известно [21], что увеличение скорости деформирования в низколегированных сталях приводит к повышению температуры нагрева материала в процессе статического растяжения при комнатной температуре. В условиях циклического деформирования с частотой 30 циклов /мин скорость нагружения более чем на порядок выше, чем при статическом деформировании. Увеличение амплитуды также σ_{\max} приводит к дополнительному увеличению скорости деформированию и соответственно к более сильному локальному разогреву.

К недостаткам поведения стали ВНС9-Ш в условиях циклического деформирования следует отнести, тот факт, что она очень чувствительна к концентраторам напряжения [6]. Это связано с тем, что при распространении усталостной трещины у ее вершины образуется зона пластической деформации, в которой происходит образование добавочного количества мартенсита деформации, что приводит к ускоренному развитию усталостной трещины и резкому снижению уровня предела усталости.

Большой интерес представляет вопрос об особенностях протекания начальных стадий циклического деформирования при напряжениях выше и ниже физического предела текучести в образцах из стали ВНС9-Ш. Еще в 1910 году Л. Бэрстоу показал [22], что циклическое деформирование в условиях повторного растяжения при напряжениях ниже физического предела текучести приводит к постепенному устранению площадки текучести на кривой растяжения углеродистой стали. Впоследствии ряд исследователей возвращались к изучению этого эффекта при испытаниях на усталость в условиях повторного растяжения и симметричного растяжения-сжатия [20, 23, 24]. В работе [24] на образцах из низкоуглеродистой стали было показано, что на полированной поверхности внешняя картина продвижения фронта

Людерса – Чернова в условиях повторного растяжения при напряжении ниже физического предела текучести такая же, как и при статическом деформировании, однако он продвигается по рабочей части образца с меньшей скоростью.

В работе [11] с использованием оптического микроскопа изучалось изменение вида поверхности полированных образцов из стали ВНС9-Ш после циклического деформирования в условиях повторного растяжения при разных значениях максимального напряжения цикла σ_{\max} . На рис. 4 - б представлены картины поверхности образцов в исходном состоянии и после различных режимов циклического нагружения.

На рис. 4 представлены картины поверхности образцов из стали ВНС9-Ш после испытания на усталость при $\sigma_{\max} = 1700$ МПа (напряжение выше σ_T) в течение 200 циклов нагружения. В отличие от статического деформирования (рис. 4, г) на полированной поверхности образца в этом случае визуально не наблюдалось следов сдвигообразования. По-видимому, это связано с тем, что при циклической пластической деформации этой стали, в отличие от низкоуглеродистой стали [24], дополнительно протекают процессы двойникования и мартенситного превращения, а процесс накопления микропластической деформации протекает не в виде образования и продвижения фронта деформации. На отдельных участках поверхности наблюдаются полосы сдвига под углом $\sim 45^\circ$ (рис. 4, а, б). В других местах можно видеть сдвигообразование по двум пересекающимися плоскостям скольжения (рис. 4, в), а также и по трем системам сдвига (рис. 4, з).

Другая картина сдвигообразования наблюдается при $\sigma_{\max} = 1550$ МПа, которое ниже физического предела текучести. На рис. 5, а представлена поверхность образца из стали ВНС9-Ш перед усталостными испытаниями. Видна полосчатость вдоль направления прокатки, которая связана с процессом механической шлифовки листа на одном из этапов холодной прокатки. После определенного количества циклов нагружения на поверхности образца появляются ориентированные под углом $\sim 45^\circ$ белые области, в которых исходная полосчатость поверхности пропадает за счет протекания локальной деформации (рис. 5, б). Более продолжительное циклическое деформирование приводит к трансформации этих локальных областей в полосовые структуры (рис. 5, в). При дальнейшем увеличении числа циклов нагружения от этих полос скольжения происходит сдвигообразование еще по двум системам скольжения (рис. 5, з).

Вид полос сдвигообразования при $\sigma_{\max} = 1300$ МПа и 950 МПа представлен на рис. 6. Видно, что при $\sigma_{\max} = 1300$ МПа на поверхности

образцов наблюдаются полосы сдвигов в основном по двум пересекающимся системам скольжения (рис. 6, а- в). На рис. 6, а в обведенном участке наблюдаются образования, похожие на пакетный мартенсит деформации. В общем случае при циклической деформации этой стали при комнатной температуре происходят три главных процесса: скольжение, двойникование и образование мартенсита деформации. Мартенсит деформации чаще всего образуется при пересечении двойников.

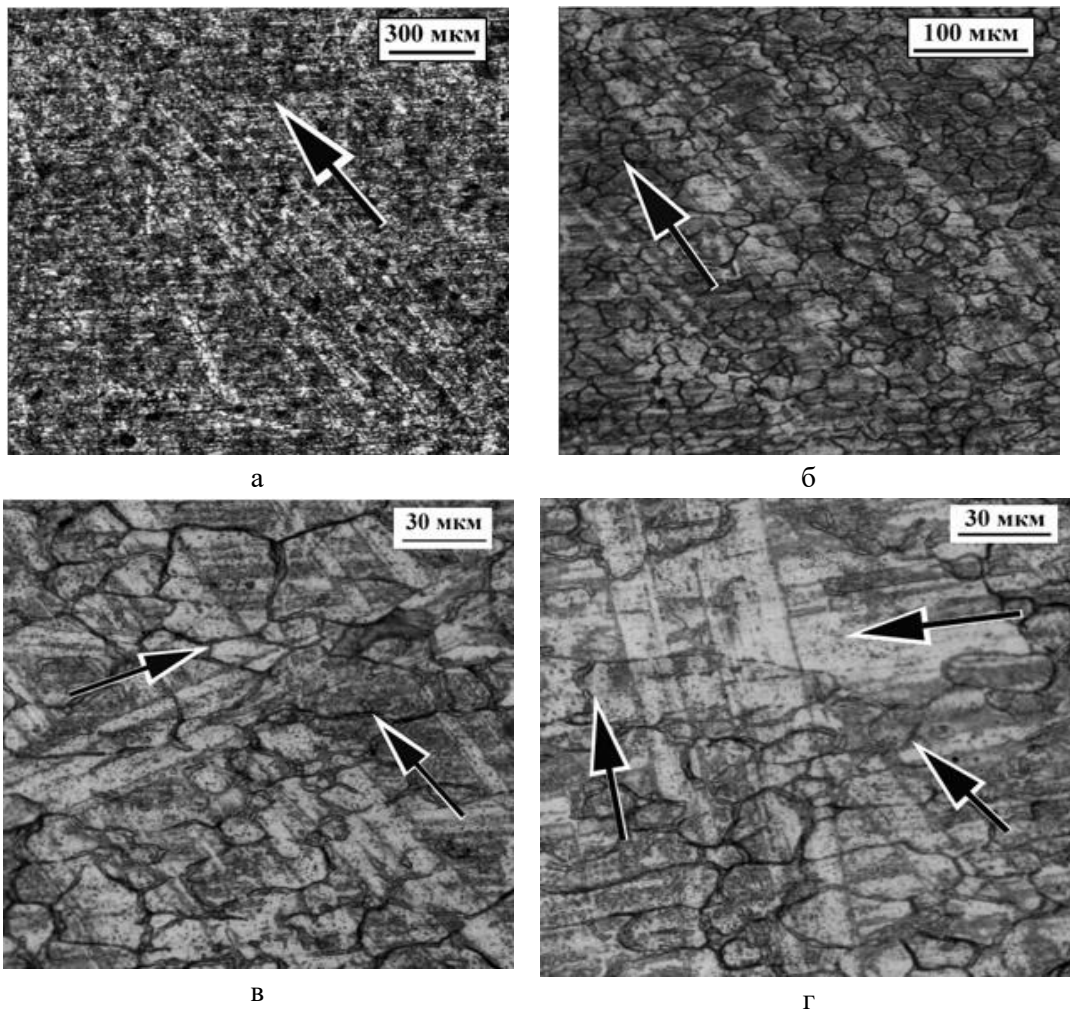


Рис.4. Картины структурного состояния поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-III после испытания на усталость при $\sigma_{max} = 1700$ МПа, $N = 200$ циклов. Стрелками указано направление полос сдвига.

Изогнутые полосы сдвига были обнаружены в зоне перехода от рабочей части образца к более широкой части, которая крепится в захватах испытательной машины (рис. 6, г). Удивительно, но впервые такие изогнутые

полосы Д.К. Чернов обнаружил в позапрошлом веке при прошивке отверстия в углеродистой стали (рис. 6, е) [25]. Таким образом, такой вид полос сдвига наблюдается при наличии концентрации напряжений. Различия между деформационными картинками на поверхности образцов, испытанных при $\sigma_{\max} = 1550$ МПа и $\sigma_{\max} = 1300$ МПа, возможно, связаны с уже рассмотренным выше изменением количества α – фазы в зависимости от уровня циклического напряжения (рис. 3).

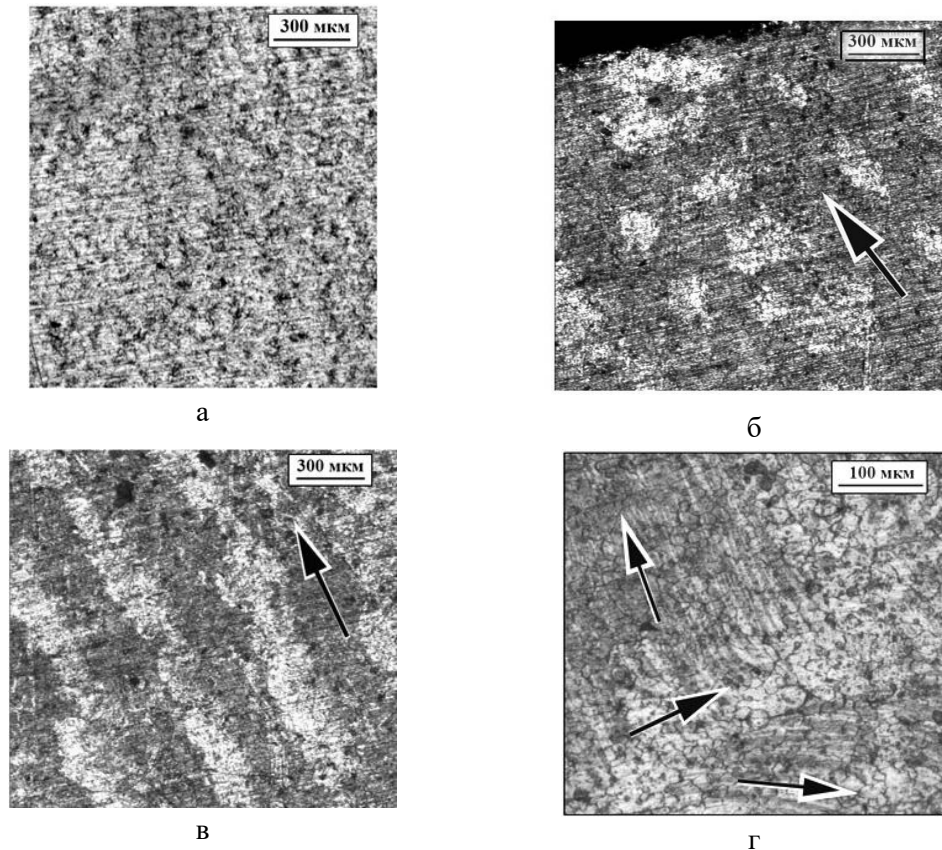


Рис.5. Картины структурного состояния поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-Ш: а – не деформированный образец; б, в, г – $\sigma_{\max} = 1550$ МПа. Стрелками указано направление полос сдвига.

При $\sigma_{\max} = 950$ МПа, которое близко к напряжению предела усталости и находится значительно ниже напряжения физического предела текучести, длительное циклирование не приводит к выявлению на поверхности металла четко выраженных полос сдвига, и лишь на отдельных локальных участках поверхности можно заметить следы сдвигообразования (рис. 6, д). Это может быть связано с тем, что при таком низком напряжении

процессы скольжения, двойникования и возможного образования мартенсита деформации протекают сравнительно равномерно в локальных объемах металла.

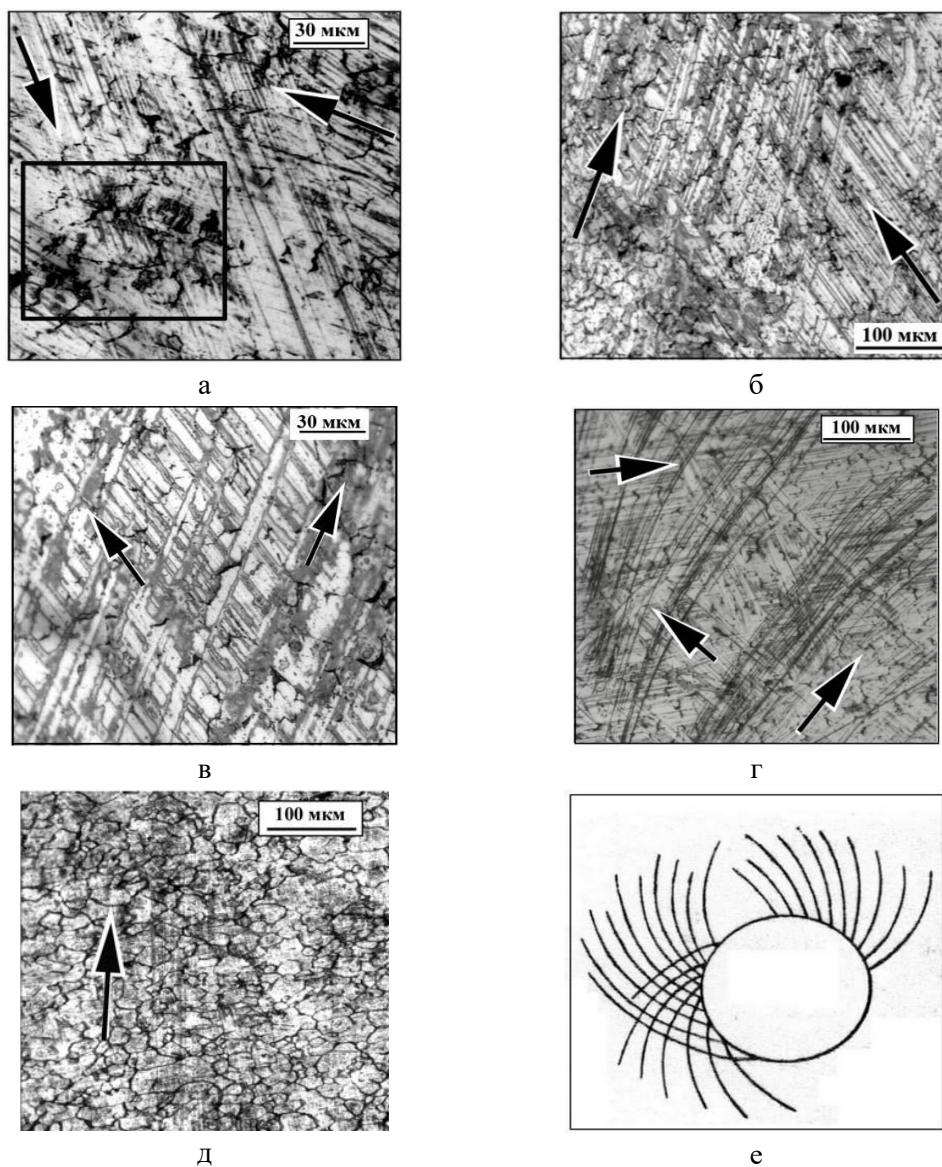


Рис.6. Картины структурного состояния поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-Ш после испытания на усталость: а, б - $\sigma_{max} = 1300$ МПа, $N = 3.103$ циклов; в, г - $\sigma_{max} = 1300$ МПа, $N = 6.103$ циклов; д - $\sigma_{max} = 950$ МПа, $N = 107$ циклов; е – рисунок Д.К. Чернова линий сдвига в стали у отверстия [25]. Стрелками указано направление полос сдвига.

Закключение. Таким образом, представленные экспериментальные данные по особенностям механического поведения стали ВНС9-Ш показывают перспективность использования этой стали в ответственных конструкциях, поскольку она обладает высоким уровнем коррозионных свойств, прочностных характеристик и пластичности. Однако, при этом следует учесть ее высокую чувствительность к концентрации напряжений.

Работа выполнена по государственному заданию № 007-00129-18-00.

Литература

1. Scheil E.Z. //Anorg. und Allg. Chem. 1932. Vol. 207. №1. P. 21-31.
2. Zackay V.F., Parker E.R. Патент США, кл.148-12 (C21) №3488231; ПАТЕНТ Франции, кл. C22с, № 1550475.
3. Zackay V. Parker E., Fahr D., Bush R. // Trans. ASM. 1967. V. 60. P. 252-269.
4. Георгиева И.Я. Трип-стали – новый класс высокопрочных сталей с повышенной пластичностью // МиТОМ. 1976. № 3. С. 18–26.
5. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия. 1988. 256 с.
6. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Галкин М.П., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А., Гольдберг М.А. Влияние способа вырезки образцов на определяемые механические и усталостные свойства высокопрочной тонколистовой трип-стали ВНС 9-Ш // «Деформация и разрушение материалов», 2014, № 6, с.34-40.
7. Терентьев В.Ф., А.К. Слизов, Д.В. Просвирнин, В.П. Сиротинкин. А.А. Ашмарин, М.А. Гольдберг. Влияние скорости деформирования растяжением на механические свойства и фазовый состав трип – стали ВНС 9 – Ш // Деформация и разрушение материалов, 2014, № 10, с. 40 – 43.
8. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации // Деформация и разрушение, 2016, №1, с. 14 – 18.
9. Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Слизов А.К. Исследование поверхностных слоев холоднокатаной тонколистовой трип – стали методами рентгеновской дифракции // Деформация и разрушение, 2016, № 5, с. 21 – 26.
10. Терентьев В.Ф., Елисеев Э.А., Матюнин В.М., Слизов А.К., Марченков А.Ю., Сиротинкин В.П., Баикин А.С., Севальнёв Г.С.: Влияние температуры отпуска на механические свойства и фазовый состав тонколистовой трип – стали // Деформация и разрушение, 2016, № 11. С. 33 – 36.
11. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонколистовой аустенитно - мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С. 39-47.
12. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Оценка оптимального количества мартенсита деформации для тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали

- ответственного назначения // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 3. С. 33-37.
13. Матюнин В.М., Терентьев В.Ф., Марченков А.Ю., А.К. Слизов А.К. Методика определения твердости и других механических свойств тонколистовой трип-стали индентированием // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017, Том 83. № 7, с.49 – 53.
 14. Терентьев В.Ф., А.К. Слизов, Д.В. Просвирнин, А.А. Ашмарин, В.П. Сиротинкин, О.В. Рыбальченко, М.А.Каплан, Баикин А.С. Влияние удаления поверхностного слоя на характеристики и вид кривых статического растяжения тонколистовой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 12. С. 33-37.
 15. Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Блинова Е.Н., Титов Д.Д., Блинов В.М., Слизов А.К., Севальнева Т.Г. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип – стали ВНС9-Ш от температуры отпуска // Деформация и разрушение материалов, 2018, № 6.С. 20- 25.
 16. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: Физматлит, 2009. – 352 с.
 17. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 10. С. 35-41.
 18. Назаренко Г.Т. Связь между структурой стали и площадкой текучести // Металловедение и термическая обработка металлов. 1959. № 4. С. 27 - 33.
 19. Потехин Б.А. Особенности деформации цилиндрических образцов из метастабильных аустенитных сталей при растяжении // ФММ. 1979. Т. 48. № 5. С. 1058–1076.
 20. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 485 с.
 21. Rešković S., Jandrić I., Vodopivec F. Influence of testing rate on Lüders band propagation in niobium microalloyed steel // Metalurgija. 2016. Vol. № 2. С. 157-160.
 22. Bairstow L. The Elastic Limits of Iron and Steel under Cyclical Variations of Stress // Phil. Trans. Roy. Soc. 1910. vol. A. P. 210-220.
 23. Klesnil M., Lukáš P. Fatigue of metallic materials. Amsterdam: Elsevier. 1992. 240 p.
 24. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Пойда В.Г. Особенности накопления деформации при циклическом нагружении малоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. 1970. Том 30. Вып. 4. С. 836 – 842.
 25. Чернов Д.К. Обобщение по поводу некоторых новых наблюдений при обработке стали (Доклад в Русском металлургическом обществе 10 марта 1884 года) // Журнал Русского металлургического общества. Петроград. 1915. № 1. С. 115-123.