

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2024 г. Ю. Н. Симонов^а, М. Ю. Симонов^а, Ю. В. Калетина^б, А. Ю. Калетин^{б, *}

^аПермский национальный исследовательский политехнический университет,
Комсомольский просп., 29, Пермь, 614990 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН,
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: akalet@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 27.02.2024 г.

После доработки 22.04.2024 г.

Принята к публикации 05.05.2024 г.

Исследовано влияние структуры на прочность и трещиностойкость мартенситностареющей стали при циклическом нагружении. Рассмотрено влияние дисперсности интерметаллидных выделений, образовавшихся в процессе отпуска, на циклическую трещиностойкость. Обсуждается изменение характеристик циклической трещиностойкости исследованной стали в зависимости от размеров элементов микроструктуры, режимов закалки и последующего отпуска. Показано, что в мартенситностареющей стали с крупнозернистой структурой наблюдается высокий уровень околопороговой циклической трещиностойкости, вероятно, связанный с соотношением числа циклов нагружения и размера зоны циклической пластической деформации.

Ключевые слова: мартенситностареющая сталь, зерно, пакет, интерметаллидные выделения, прочность, циклическая трещиностойкость, зона циклической пластической деформации

DOI: 10.31857/S0015323024080147 EDN: JVLOZU

ВВЕДЕНИЕ

Мартенситностареющие стали (МСС) демонстрируют превосходные свойства благодаря протеканию мартенситного превращения при закалке, а также возможности старения этого мартенсита, когда сплав содержит такие элементы, как Ti, Al, Mo или Co [1–10]. Эти стали широко используются в промышленности при производстве ответственных изделий, требующих сочетания высокой прочности и хорошей ударной вязкости, например, в прецизионных деталях аэрокосмической техники или компонентах ядерных реакторов [11].

Мартенситностареющие стали при высоком уровне прочности, обусловленном выделением интерметаллидов, обладают вполне удовлетворительной пластичностью, а также низкой склонностью к хрупкому разрушению. Высокий комплекс механических свойств МСС обеспечивается образованием практически безуглеродистого пакетного Fe–Ni–мартенсита и равномерно распределенными в его кристаллах-рейках наноразмерными интерметаллидными выделениями, чаще всего – фазы Ni₃Ti.

В работе [12] авторами исследовано влияние параметров структуры наиболее распространенных отечественных МСС на их трещиностойкость при однократном – статическом и динамическом нагружении. Эти результаты позволяют более обоснованно подходить к выбору режимов отпуска (старения) мартенситностареющих сталей в зависимости от основного вида нагружения: статического или динамического.

Естественно, что в процессе эксплуатации детали из МСС подвергаются не только однократному, но и циклическим видам нагружения. В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния параметров структуры на циклическую трещиностойкость одной из самых распространенных отечественных мартенситностареющих сталей – 03X11H10M2T (ЭП-678).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав исследуемой стали приведен в табл. 1.

Промышленные слитки подвергали горячей ковке, затем из поковок вырезали темплеты, из

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали 03X11H10M2T

Содержание элементов, % мас.										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al
0.035	0.18	0.11	0.006	0.006	10.8	9.50	–	1.90	0.71	0.09

которых готовили образцы для исследований. Образцы закаливали от 920°C и 1200°C в воде, отпускали при температурах 300, 440, 500, 560°C в течение 3 ч, а также проводили двухступенчатый отпуск 300°C+500°C.

Тонкую структуру стали исследовали в трансмиссионном электронном микроскопе JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ, фольги готовили в фосфорно-хромовом электролите по стандартной методике.

Исследование микромеханизмов разрушения проводили на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-3400N при ускоряющем напряжении 15кВ и увеличениях 300–15 000 крат.

Стандартные механические характеристики при растяжении (σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ , ψ) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм, согласно ГОСТ 1497–84, на испытательной машине Instron-SATEC 300 LX. Значение характеристик в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–5 образцов.

Испытания на циклическую трещиностойкость (ЦТ) проводили на машине жесткого нагружения при почти отнулевом цикле, $R=0.05$, частота нагружения – 14 Гц. Использовали компактные образцы на внецентренное растяжение размерами 60×62.5×10 мм. Слежение за ростом трещины осуществляли с помощью инструментального микроскопа; точность измерения длины трещины 0.05 мм. Подсчет числа циклов нагружения начинали после подрастания трещины на 3 мм от вершины надреза. Для построения диаграммы циклической трещиностойкости использовали от 4 до 6 образцов. Определение характеристик ЦТ и построение диаграмм ЦТ выполняли в соответствии с рекомендациями РД 50-345-82.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние микроструктуры пакетного мартенсита на характеристики прочности и трещиностойкости мартенситностареющей стали 03X11H10M2T подробно рассмотрено нами в работе [12]. Было показано, что после закалки от температур 900–950°C в стали, наблюдается мартенситная структура, в которой присутствует 1–3% остаточного аустенита. С повышением температуры нагрева под закалку элементы микроструктуры (зерна аустенита, мартенситные пакеты, толщина мартенситных реек) укрупняются [12]. Характерная структура стали 03X11H10M2T после закалки от 920°C и последующего отпуска при 560°C приведена на рис. 1.

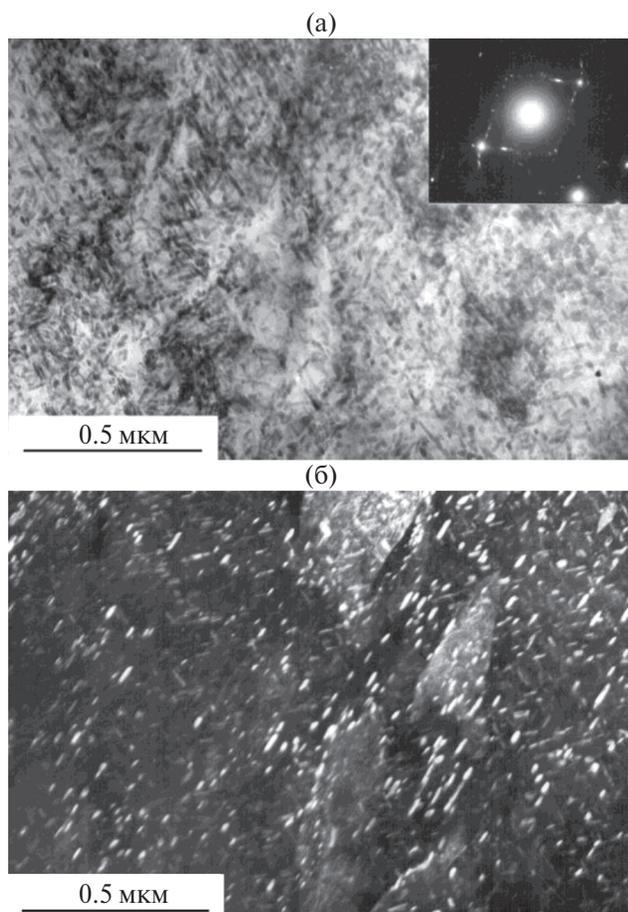


Рис. 1. ПЭМ-изображение структуры стали 03X11H10M2T после закалки от 920°C в воде и последующего отпуска при 560°C в течение 3 ч: а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе фазы старения.

Электронно-микроскопические исследования показали, что в структуре присутствуют интерметаллиды фазы Ni_3Ti размером от 0.05 до 0.2 мкм.

После закалки от $920^\circ C$ предел текучести ($\sigma_{0.2}$) стали составил 870 МПа. После отпуска при температурах $300\text{--}560^\circ C$ предел текучести повышается до $910\text{--}1000$ МПа соответственно. Проведение двухступенчатого отпуска при температурах $300+500^\circ C$ повышает $\sigma_{0.2}$ до 1450 МПа, при этом дисперсность фазы старения увеличивается.

Впервые диаграмма циклической трещиностойкости (ДЦТ) была построена Парисом и Эрдоганом [13] и представляет собой зависимость скорости роста трещины (V) при циклическом нагружении от размаха коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), построенную в двойных логарифмических координатах. ДЦТ включает 3 участка. Первый участок – низкоамплитудный или околопороговый, охватывает интервал скоростей роста от 10^{-10} до 10^{-8} м/цикл; второй участок – среднеамплитудный или парисовский, скорость роста трещины на данном участке подчиняется зависимости Париса: $V=C(\Delta K)^n$ или $\lg V=\lg C+n\lg \Delta K$, где C – коэффициент и n – показатель степени, и охватывает

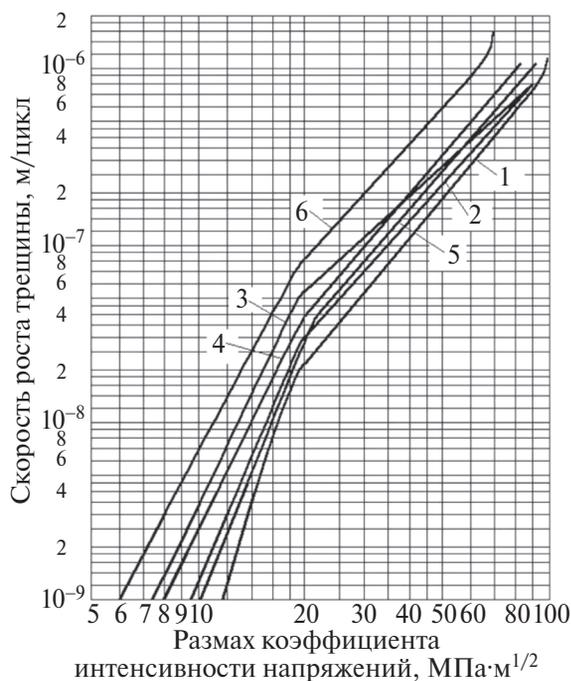


Рис. 2. Диаграммы циклической трещиностойкости стали 03X11H10M2T после различных режимов отпуска (исходное состояние – закалка $920^\circ C$, вода):

1 – без отпуска (исходное состояние); 2 – отпуск $300^\circ C$; 3 – отпуск $440^\circ C$; 4 – отпуск $500^\circ C$; 5 – отпуск $560^\circ C$; 6 – отпуск $300^\circ C + 500^\circ C$.

интервал от 10^{-8} до 10^{-6} м/цикл; и высокоамплитудный, на котором скорость роста трещины стремится к бесконечности.

На рис. 2 представлены диаграммы циклической трещиностойкости стали 03X11H10M2T после различных режимов отпуска. Анализ диаграмм и характеристик циклической трещиностойкости показал, что самым высоким сопротивлением росту усталостной трещины во всем исследованном диапазоне изменения ΔK мартенситностаареющая сталь 03X11H10M2T обладает непосредственно после закалки.

Был проведен фрактографический анализ изломов (рис. 3). Установлено, что в околопороговой области ($V \approx 10^{-9}$ м/цикл) и на парисовском участке ДЦТ ($V \approx 5 \cdot 10^{-8} \dots 1 \cdot 10^{-7}$ м/цикл) в большинстве случаев реализуется усталостный микромеханизм подрастания трещины. На поверхности изломов в околопороговой области наблюдаются фестоны с субтранскристаллитными бороздками, которые представляют след медленного роста усталостной трещины вдоль кристаллов пакетного мартенсита, а в пределах парисовского участка – площадки с транскристаллитными бороздками (рис. 3а, б). Трещина подрастает преимущественно по усталостному микромеханизму в пределах парисовского участка, о чем свидетельствует величина показателя степени в уравнении Париса, n , который, независимо от режима отпуска, изменяется в пределах от 1.8 до 2.3.

Снижение температуры отпуска с 560 до $500^\circ C$ приводит к измельчению выделений некогерентной упрочняющей фазы с 70 до 30 нм и уменьшению межчастичного расстояния со 170 до 110 нм, в результате увеличивается сопротивление пластической деформации почти в 1.5 раза и незначительно изменяются характеристики ЦТ: в низкоамплитудной области при $\Delta K < 20$ МПа \cdot м $^{1/2}$ различия в скорости роста трещины не превышают двух раз, при $\Delta K > 20$ МПа \cdot м $^{1/2}$ эти различия становятся еще меньше. Фрактографический анализ не выявил существенных различий в микромеханизмах роста усталостной трещины. Вероятно, небольшие различия в уровне ЦТ связаны с тем, что в стали с более дисперсными выделениями и, соответственно, с меньшим межчастичным расстоянием, критическая дислокационная структура формируется за меньшее число циклов нагружения.

После двухступенчатого отпуска наблюдали дальнейшее уменьшение размеров некогерент-

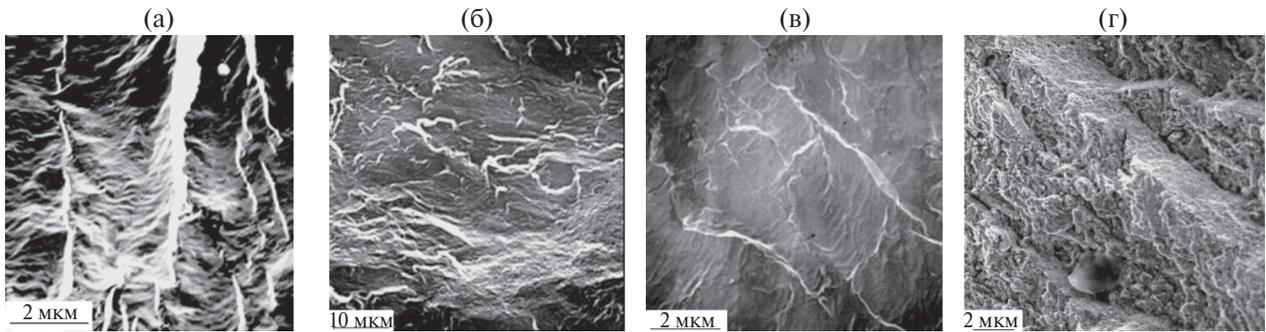


Рис. 3. РЭМ-изображение микрорельефа поверхности усталостных изломов стали 03X11N10M2T: а – закалка 920°C+отпуск 500°C; околопороговая область ($V=10^{-9}$ м/цикл); б – закалка 920°C+отпуск 500°C, парисовский участок ДЦТ ($V=10^{-7} - 10^{-6}$ м/цикл); в – закалка 1200°C+отпуск 500°C, околопороговая область ($V=10^{-9}$ м/цикл); г – закалка 920°C+отпуск 440°C, околопороговая область ($V=10^{-9}$ м/цикл).

ных выделений упрочняющей фазы Ni_3Ti до 15 нм и межчастичного расстояния до 70 нм, при этом скорость роста усталостной трещины увеличивается более чем в 5 раз при заданном ΔK . Такое изменение уровня ЦТ не может быть связано только с уменьшением числа циклов нагружения, необходимого для очередного микропроскока усталостной трещины. Наличие участков хрупкого разрушения, наблюдаемых при фрактографическом исследовании, объясняет такое снижение уровня ЦТ. На наш взгляд, появление участков хрупкого разрушения связано с тем, что по мере уменьшения межчастичного расстояния напряжение «проталкивания» дислокаций увеличивается и становится сравнимым с напряжением хрупкого разрушения отдельных, наиболее неблагоприятно ориентированных пакетов мартенсита.

Укрупнение элементов микроструктуры при повышении температуры нагрева под закалку независимо от режима последующего

отпуска приводит к повышению характеристик циклической трещиностойкости МСС во всем исследованном диапазоне изменения ΔK (табл. 2, рис. 4). Наибольшие различия в скорости роста трещины при заданном значении ΔK наблюдали в низкоамплитудной области, причем, чем ниже уровень прочности МСС, тем больше эффект повышения околопороговой ЦТ. Так, в МСС без выделений (отпуск при 300°C, $\sigma_{0.2} = 900-910$ МПа) при $\Delta K < 20$ МПа $m^{1/2}$ различия в скорости роста трещины достигают 3.5–4 раз, в то время как в МСС с самыми дисперсными некогерентными выделениями (отпуск 300°C + отпуск 500°C, $\sigma_{0.2} = 1430-1450$ МПа) различия в скорости не превышают 2 раз.

В высокоамплитудной области различия в ЦТ соответствуют различиям в уровне характеристик статической трещиностойкости [1]: чем больше различия в I_c (предел трещиностойко-

Таблица 2. Влияние режима отпуска на характеристики циклической трещиностойкости стали 03X11N10M2T

Режим термообработки	Параметры ЦТ					Сост. изломов при $V = 10^{-9} / 10^{-7}$, м/цикл
	ΔK^{-9}	ΔK^{-8}	ΔK^*	ΔK^{-6}	n	
Зак. 920°C + отп. 300°C	8.0	15.2	34.5	102	2.1	СТБ / ТБ
Зак. 1200°C + отп. 300°C	10.8	19.6	41	104	2.3	СТБ / ТБ
Зак. 920°C + отп. 500°C	8.5	14.0	31	80	2.3	СТБ / ТБ
Зак. 1200°C + отп. 500°C	11.0	17.0	36	95	2.3	СТБ / ТБ
Зак. 920°C + отп. 300°C + 500°C	5.6	11.0	21.5	62	2.1	СТБ+СТС / ТБ+ТС
Зак. 1200°C + отп. 300°C + 500°C	6.3	12.5	26.5	78	2.0	СТБ+СТС / ТБ+ТС

Примечание: ΔK^{-9} , ΔK^{-8} , ΔK^* , ΔK^{-6} , МПа $m^{1/2}$ – размах коэффициента интенсивности напряжений при скорости роста трещины 10^{-9} , 10^{-8} , 10^{-7} , 10^{-6} м/цикл соответственно; «Сост. изломов при $V = 10^{-9} / 10^{-7}$ м/цикл» – в данной графе указаны рельефные составляющие усталостных изломов при скорости роста трещины 10^{-9} и 10^{-7} м/цикл, установленные при фрактографических исследованиях; СТБ – субтранскристаллитные бороздки; ТБ – транскристаллитные бороздки; СТС – субтранскристаллитный скол.

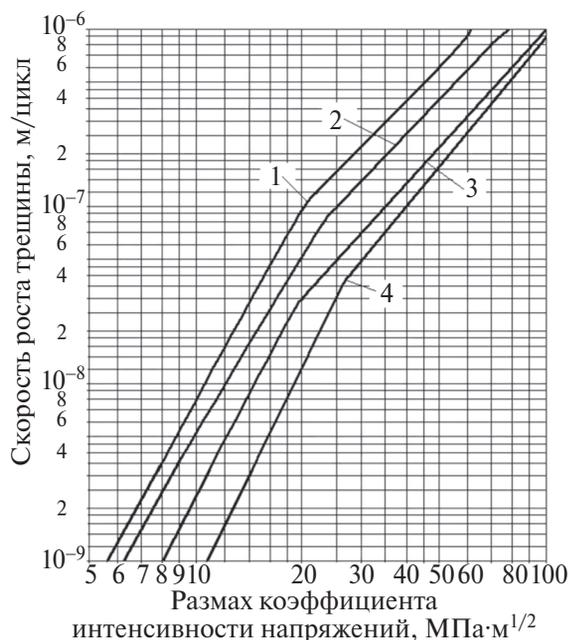


Рис. 4. Влияние температуры нагрева под закалку на циклическую трещиностойкость стали 3Х11Н10М2Т: 1 – закалка 920°С, вода и отпуск 300°С+500°С; 2 – закалка 1200°С, вода и отпуск 300°С+500°С; 3 – закалка 920°С, вода и отпуск 300°С; 4 – закалка 1200°С, вода и отпуск 300°С.

сти) крупнозернистой и мелкозернистой МСС, тем существеннее и разница в ΔK^{-6} .

Фрактографический анализ, проведенный при двух уровнях скорости роста трещины, показал, что в стали 03Х11Н10М2Т практически всегда реализуются только усталостные микро-механизмы подрастания трещины: в низкоамплитудной области это субтранскристаллитная усталость, на парисовском участке и в высокоамплитудной области – транскристаллитная усталость (см. табл. 2). Отличительными особенностями субтранскристаллитной усталости крупнозернистой МСС являются более широкие фестоны, несколько больший шаг бороздок и признаки смятия поверхности излома (рис. 3в).

О том, что в процессе циклического нагружения трещина в МСС подрастает по усталостному микромеханизму, свидетельствует уровень значений показателя степени в уравнении Париса, который, независимо от режима термообработки, изменяется в пределах от 2.0 до 2.3 (табл. 2).

Единственным исключением можно считать МСС с самыми дисперсными некогерентными выделениями, полученными в результате двухступенчатого отпуска. В этом случае зафиксированы самые низкие характеристики ЦТ, а на поверхности изломов образцов как при низких, так и при высоких значениях ΔK , наряду с релье-

фом, характерным для усталостного роста трещины, наблюдаются фасетки скола.

Итак, укрупнение элементов структуры, независимо от структурного состояния МСС, приводит к повышению сопротивления росту усталостной трещины в низкоамплитудной (околопороговой) области. Результаты фрактографических исследований показывают, что этот эффект нельзя объяснить сменой микро-механизма роста трещины или включением в процесс подрастания трещины какого-то дополнительного микромеханизма, поскольку на поверхности излома в этих случаях наблюдаются только фестоны с субтранскристаллитными бороздками.

Повышение пороговой ЦТ крупнозернистых сталей с феррито-перлитной структурой часто связывают с повышенным уровнем остаточных сжимающих напряжений или, другими словами, с проявлением эффекта Элбера [14]. Однако повышение пороговой ЦТ сталей с пакетным мартенситом и продуктами его распада нельзя объяснить эффектом Элбера, поскольку он характерен только для материалов с низким уровнем сопротивления пластической деформации ($\sigma_{0.2} = 300\text{--}500$ МПа), а в высокопрочных сталях этот эффект отсутствует.

Повышение пороговой ЦТ крупнозернистых высокопрочных сталей можно объяснить проявлением эффекта закрытия трещины, связанного с большей шероховатостью поверхности изломов [15], и, как следствие, с уменьшением эффективного ΔK за счет локального схватывания, тем более что фрактографический анализ выявил следы смятия поверхности изломов. Однако, как следует из работ [15, 16], этот эффект приводит к сравнительно небольшому повышению околопороговой ЦТ, и проявлением только этого эффекта нельзя объяснить значительное повышение околопороговой ЦТ, наблюдаемое в крупнозернистых МСС со структурой пакетного мартенсита.

Переходя к выяснению причин дополнительного повышения околопороговой ЦТ крупнозернистых сталей со структурой пакетного мартенсита, необходимо отметить, что ДЦТ всех без исключения материалов на переходе от околопорогового участка к парисовскому имеют перегиб. По данным некоторых исследователей [17], природа этого перегиба связана с тем, что при $\Delta K = \Delta K_{\Pi}$ (ΔK_{Π} – размах коэффициента интенсивности напряжений в точке перегиба ДЦТ) в объем зоны циклической пластической

деформации (ЗЦПД) начинает устойчиво включаться характерный элемент структуры, чаще всего имеющий высокоугловые границы. Термин «устойчивое включение» не всегда означает равенство линейных размеров ЗЦПД и элемента структуры. Чаще всего при устойчивом включении размер ЗЦПД должен быть несколько больше размера структурного элемента; равенство линейных размеров можно рассматривать как некий предельный случай устойчивого включения. На наш взгляд, величина соотношения между размером ЗЦПД и размером элемента структуры зависит от наличия и типа субструктуры. Если субструктура отсутствует, то соотношение размера ЗЦПД и размера структурного элемента ($r_{\text{ЗЦПД}}/d$) в момент перегиба должно быть максимальным; при наличии субструктуры соотношение $r_{\text{ЗЦПД}}/d$ должно уменьшаться тем сильнее, чем более эффективными барьерами для движущихся дислокаций являются элементы субструктуры. Так, например, Георгиев [17] установил, что для низкоуглеродистых строительных сталей типа 09Г2С в точке перегиба $r_{\text{ЗЦПД}}/d_3 = 2$, т.е. в момент перегиба в сечение ЗЦПД укладывались 2 ферритных зерна. С другой стороны, для титановых сплавов с пакетной видманштеттовой структурой $r_{\text{ЗЦПД}}/d_n = 1$ [18], то есть в момент перегиба в сечение ЗЦПД укладывался один пакет.

Расчет соотношения между размером ЗЦПД и размерами элементов микроструктуры, проведенный для низкоотпущенной мартенситной стали 07Х3ГНМ (расчет размера ЗЦПД вели по формуле Канасава: $r_{\text{ЗЦПД}} = 0.0075 (\Delta K_{\text{п}}/\sigma_{0.2})^2$), показал, что в момент перегиба в сечение ЗЦПД укладывается 1.7–1.8 мартенситных пакета [19].

После высокого отпуска пакетно-речечное строение низкоуглеродистого мартенсита трансформируется в структуру, состоящую из дисперсных субзерен и небольшой доли карбидных частиц. Другими словами, после высокого отпуска сетка межпакетных высокоугловых границ исчезает, и единственными высокоугловыми границами остаются межзеренные границы. Аналогичный расчет, проведенный для высокоотпущенной стали 07Х3ГНМ, свидетельствует о том, что в данном случае в момент перегиба ДЦТ, в сечение зоны укладывается 1.5–1.7 зерна аустенита [19]. Несколько меньшее соотношение между размером зоны и размером зерна аустенита, по всей вероятности, говорит о том, что границы субзерен α -фазы являются чуть более эффективными препятствиями на пути дисло-

каций по сравнению с межречечными границами пакетного мартенсита.

Дополнительным фактом, который свидетельствует о важной роли размеров элементов структуры в формировании перегиба, является различный характер перегиба. В стали 03Х11Н10М2Т, не упрочненной дисперсными выделениями, с мелким зерном, перегиб «острый» (см. рис. 4, режим 3). Особенность стали с крупными элементами структуры заключается в плавном характере перегиба, который, несомненно, связан с большей дисперсией размеров пакетов: при наличии в структуре различных по величине пакетов, они последовательно включаются в объем ЗЦПД, и перегиб растягивается на некоторый интервал значений ΔK (см. рис. 4, режим 4).

Как было показано, в МСС укрупнение элементов структуры во всех случаях приводит к увеличению ЦТ в околопороговой области.

Важной особенностью закаленных с различных температур МСС является то, что их сопротивление пластической деформации слабо зависит от размеров элементов микроструктуры (зерен и пакетов), а определяется, главным образом, размерами элементов субструктуры и плотностью дислокаций в их внутренних объемах. Отсюда следует, что при заданном значении ΔK размер ЗЦПД, независимо от размеров элементов структуры, оказывается практически одинаковым. Поэтому для создания критической дислокационной структуры, непосредственно предшествующей очередному микроскачку усталостной трещины, в стали с крупными пакетами при неизменном размере ЗЦПД требуется большее число циклов нагружения.

Таким образом, высокий уровень околопороговой ЦТ МСС с крупнозернистой структурой без выделений объясняется одновременным действием двух механизмов: во-первых, снижением эффективного ΔK за счет локального схватывания поверхностей излома; а во-вторых, и это главное, — увеличением числа циклов нагружения, необходимого для очередного микроскачка трещины, в связи с изменившимся соотношением между размером ЗЦПД и размером элемента микроструктуры, внутри которого происходит «накачка» дислокаций.

Для дисперсионно-упрочненных сплавов Хорнбогеном [20] была предложена следующая формула для расчета размера ЗЦПД:

$$r = 1/8\pi(\Delta K/\sigma_{0.2})^2.$$

Таблица 3. Соотношение между размером зоны циклической пластической деформации и элементами микроструктуры стали 03X11Н10М2Т в точке перегиба диаграммы циклической трещиностойкости

Режим термообработки, размер пакета	$\sigma_{0,2}$, МПа	ΔK_n , МПа м ^{1/2}	r^* , мкм	r^*/d_n	λ , нм	r^*/λ
Зак. 920°C + отп. 300°C, $d_n = 14.5$ мкм	910	20	19.3	1.4	—	—
Зак. 1200°C + отп. 300°C, $d_n = 36$ мкм	900	33	54	1.5	—	—
Зак. 920°C + отп. 500°C	1380	20	8.4	0.7	100	84
Зак. 1200°C + отп. 500°C	1350	23	11.6	0.32	110	105
Зак. 920°C + отп. 560°C	1000	20	16.0	—	170	94
Зак. 920°C + отп. 300°C + 500°C	1450	19	6.8	0.57	70	97
Зак. 1200°C + отп. 300°C + 500°C	1430	21	8.6	0.24	80	107

Примечание: r^* – размер ЗЦПД в момент перегиба; d_n – размер пакета; λ – межчастичное расстояние; r^*/λ – количество частиц упрочняющей фазы, которое укладывается в сечение ЗЦПД в момент перегиба.

Расчет, проведенный с использованием данной формулы, показал, что для МСС, не упрочненных дисперсными выделениями, соотношение между размером ЗЦПД и размером мартенситного пакета в момент перегиба на диаграмме циклической трещиностойкости также достаточно хорошо выполняется (табл. 3).

В тех случаях, когда МСС 03X11Н10М2Т была упрочнена дисперсными выделениями, это соотношение не выполнялось (см. табл. 3). При этом в момент перегиба ДЦТ в сечение ЗЦПД укладывалось менее одного пакета, и, чем выше был уровень сопротивления пластической деформации, тем меньшая часть пакета укладывалась в сечение ЗЦПД. Кроме того, было отмечено, что перегиб по своему характеру всегда оставался «острым», независимо от размера пакетов (см. рис. 4, режимы 1 и 2).

В связи с этим авторами высказано предположение, что в МСС с дисперсными выделениями момент перегиба на ДЦТ определяется не соотношением размера пакета и размера ЗЦПД, а длиной линии скольжения, в пределах которой укладывается определенное количество дисперсных выделений. В данном случае длина линии скольжения и является, по сути, размером ЗЦПД. Расчет, проведенный по формуле Хорнбогена, показал, что в момент перегиба в сечение ЗЦПД укладывается примерно одинаковое количество дисперсных выделений (см. табл. 3).

Таким образом, в мартенситностареющей стали с дисперсными выделениями переход от

околопорогового участка к парисовскому, независимо от размера пакетов, происходит в тот момент, когда в полосе скольжения, ограниченной размером ЗЦПД, укладывается примерно 80–100 дисперсных частиц.

В связи со всем вышесказанным, можно утверждать, что в мартенситностареющей стали с дисперсными выделениями эффект повышения околопороговой ЦТ, связанный с укрупнением элементов микроструктуры, отсутствует, а относительно небольшое повышение ЦТ в околопороговой области следует связывать только с эффектом закрытия трещины за счет большей шероховатости поверхности излома.

ВЫВОДЫ

1. Снижение дисперсности некогерентных выделений в процессе отпуска мартенситностареющей стали 03X11Н10М2Т (отп. 560°C → отп. 500°C → отп. 300°C + отп. 500°C) приводит к заметному снижению характеристик циклической трещиностойкости во всем исследованном диапазоне изменения ΔK .

2. Укрупнение элементов микроструктуры, независимо от режима последующего отпуска, приводит к повышению характеристик циклической трещиностойкости стали 03X11Н10М2Т, во всем исследованном диапазоне изменения ΔK . Наибольшие различия в скорости роста трещины при заданном значении ΔK наблюдали в низкоамплитудной области, причем, чем ниже уровень прочности МСС, тем больше эффект

повышения околупороговой циклической трещиностойкости.

3. Высокий уровень околупороговой циклической трещиностойкости стали 03X11H10M2T, с крупнозернистой структурой без выделений объясняется, главным образом, увеличением числа циклов нагружения, необходимого для очередного микроскачка трещины, в связи с изменившимся соотношением между размером ЗЦПД и размером элемента микроструктуры, внутри которого происходит «накачка» дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы «Структура» г.р. № 122021000033-2 и «Давление» г.р. № 122021000032-5).

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. He Y., Yang K., Sha W., Cleland D.J. Microstructure and mechanical properties of a 2000 MPa Co-free maraging steel after aging at 753 K // Metall. Mater. Trans. A. 2004. V. 35. № 9. P. 2747–2755.
2. Wang W., Yan W., Duan Q., Shan Y., Zhang Z., Yang K. Study on fatigue property of a new 2.8 GPa grade maraging steel // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 3057–3063.
3. Tariq F., Naz N., Baloch R.A. Effect of cycling aging on mechanical properties and microstructure of maraging steel 250 // J. Mater. Eng. Perf. (JMEP). 2010. V. 19. P. 1005–1014.
4. Hou H., Li H.F., Jin Y.C., Wang X.R., Wen Z.Q. Effect of heat treatment temperature on the mechanical properties of low-temperature high strength maraging steel // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 601. P. 1–6.
5. Wang B., Duan Q.Q., Zhang P., Zhang Z.J., Li Z.F., Zhang X.W. Investigation on the cracking resistances of different ageing treated 18Ni maraging steels // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 771. P. 138553.
6. Xu Z.K., Wang B., Zhang P., Zhang Z.F. Short fatigue crack growth behavior in 18Ni maraging steel // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V. 807. P. 140844.
7. Zhang Z., Koyama M., Tsuzaki K., Noguchi H. Three-dimensional characterization of low-cycle fatigue crack morphology in TRIP-maraging steel: Crack closure, geometrical uncertainty and wear // Intern. J. Fatigue. 2021. V. 143. P. 106032.
8. Zhang C., Wang C., Zhang S.L., Ding Y.L., Ge Q.L., Su J. Effect of aging temperature on the precipitation behavior and mechanical properties of Fe-Cr-Ni maraging stainless steel // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V. 806. P. 140763.
9. Li H., Liu Y., Liu B., Wei D.X. Synergistic enhancement of strength and ductility of cobalt-free maraging steel via nanometer-scaled microstructures // Mater. Sci. Eng. A. 2022. V. 842. P. 143099.
10. Li J.H., Zhan D.P., Jiang Z.H., Zhang H.S., Yang Y.K., Zhang Y.P. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review // J. Mater. Research Techn. 2023. V. 23. № 3–4. P. 172–190.
11. Rosenauer A., Brandl D., Ressel G., Lukas S., Monschein S., Stockinger M., Schnitzer R. Influence of delta ferrite on the impact toughness of a PH 13-8 Mo maraging steel // Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process. 2022. V. 856. P. 144024.
12. Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Калетина Ю.В., Калетин А.Ю. Структура и трещиностойкость мартенситностареющих сталей при однократном нагружении // ФММ. 2023. Т. 124. № 10. С. 978–987.
13. Paris P.C., Erdogan F.A. Critical Analysis of Crack Propagation Laws // J. Basic Eng. 1963. V. 85. P. 528–533.
14. Elber W. The Significance of Fatigue Crack Closure. In: Rosenfeld, M. Ed. Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM International, West Conshohocken, PA. 1971. P. 230–242.
15. Ritchie R.O., Suresh S. Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology // Met. Trans. 1982. V. 13A. № 5. P. 937–940.
16. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Студент А.З., Цирульник А.Т. О двух особенностях оценки коррозионной трещиностойкости конструкционных сплавов // ФХММ. 1982. Т. 16. № 1. С. 35–47.
17. Георгиев М., Межова Н. Приложна механика на разрушаването. София: Булвест 2000, 2013. 559 с.
18. Yoder G.R., Cooley L.A., Crooker T.W. Quantitative analysis of microstructural effects on fatigue crack growth in widmattent Ti–6Al–4V and Ti–8Al–1Mo–1V // Eng. Fract. Mech. 1979. V. 11. № 4. P. 805–816.
19. Симонов Ю.Н. Структурные аспекты прочности и трещиностойкости низкоуглеродистых конструкционных сталей / Дис. д-ра техн. наук. Пермь: ПГТУ, 2004. 383 с.
20. Hornbogen E., Zumhgar K-H. Microstructure and fatigue crack growth in a γ -Fe–Ni–Al alloy // Acta Met. 1976. V. 24. № 6. P. 581–592.

CRACK RESISTANCE OF MARAGING STEEL AT CYCLIC LOADING**Yu. N. Simonov¹, M. Yu. Simonov¹, Yu. V. Kaletina², and A. Yu. Kaletin^{2,*}**¹*Perm National Research Polytechnic University, Perm, 614990 Russia*²*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia***e-mail: akalet@imp.uran.ru*

The effect of the structure on the strength and crack resistance of maraging steel is studied at cyclic loading. The impact of dispersity of intermetallide precipitates formed during tempering on the cyclic crack resistance is considered. The paper discusses the variation in the characteristics of cyclic crack resistance of the studied steel depending on the elements of its microstructure and on the modes of quenching and subsequent tempering. It is shown that in a maraging steel with a coarse-grained structure, there is a high level of near-threshold cyclic crack resistance, probably related with the ratio of the number of loading cycles and the size of the cyclic plastic deformation zone.

Keywords: maraging steel, grain, stack, intermetallide precipitates, strength, cyclic crack resistance, cyclic plastic deformation zone