

УДК 669.017

И.Л. Полунов¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАРТЕНСИТОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-3-11

Рассмотрено влияние остаточного аустенита на характеристики прочности мартенситостареющих сталей 08X15H5Д2Т и 03Н18К9М5Т. Для оценки содержания остаточного аустенита проводили измерение магнитных свойств образцов, отобранных от двух мартенситостареющих сталей после различных режимов термической обработки. Показаны пути повышения характеристик вязкости и снижения порога хладноломкости за счет формирования в мартенситной структуре сталей аустенита особой морфологии, зависящей от технологии термообработки.

Ключевые слова: мартенситостареющие стали, остаточный аустенит, нанотриплекс, обратное превращение, термообработка, ударная вязкость, порог хладноломкости.

I.L. Polunov¹

STUDY OF THE INFLUENCE OF DIFFERENT TYPES OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH MARTENSITIC AGING STEELS

The influence of residual austenite on the strength maraging steels 08X15H5Д2Т and 03Н18К9М5Т. To assess the content of residual austenite was measured the magnetic properties of the samples taken from two maraging steels after different heat treatment. Ways of improving the viscosity characteristics and of reducing the threshold of cold brittleness due to the formation in the martensitic structure of the steels in austenite to the special morphology depending on the heat treatment technology.

Keywords: martensitic-aging steels, residual austenite, nanotriplex, reverse transformation, heat treatment, toughness, cold storage threshold.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Разработка новых материалов и технологий их производства является одним из основных направлений для развития современной авиакосмической техники и других высокотехнологичных отраслей машиностроения [1–3].

Высокопрочные стали широко применяют в конструкциях авиакосмической техники, где важно уменьшение массы. Авиационные материалы нового поколения должны обладать такими свойствами, как технологичность, малая плотность, высокая надежность при эксплуатации. Поэтому основными требованиями, предъявляемыми к сталям такого типа, являются: необходимая прочность, достаточная пластичность,

хорошая ударная вязкость, повышенная длительная прочность, хорошая свариваемость, малая чувствительность к концентраторам напряжений, сопротивление повторно-статическим нагрузкам, а также высокая коррозионная стойкость [1, 4–10]. В настоящее время актуальной задачей является также снижение стоимости применяемых материалов, в частности создание экономнолегированных коррозионностойких сталей с высокими характеристиками физико-механических свойств [10]. К таким материалам относятся мартенситостареющие стали (МСС) марок 08X15H5D2T, 06X14H6D2T (ЭП817), 03H18K9M5T, 02H18K8M5T и др. [11].

Наличие таких элементов, как углерод и титан, значительно влияет на механические свойства сталей. Титан способствует выделению интерметаллических фаз (типа Ni_3Ti , $NiTi$) при старении, тем самым повышая прочностные свойства стали. Углерод также повышает прочностные характеристики, способствуя образованию пластинчатого мартенсита. Помимо этого, механические свойства большинства мартенситостареющих сталей зависят от наличия остаточного аустенита, его процентного содержания, формы и распределения [12, 13]. Поэтому для достижения заданных в конструкции механических свойств важно поддерживать количество остаточного аустенита в строго заданных пределах.

При значительных нагрузках, возникающих при эксплуатации деталей из данных сталей, возможно превращение части остаточного аустенита в мартенсит, что в конечном итоге может приводить к ухудшению пластичности и вязкости, как правило, в местах возникновения значительных напряжений. Под воздействием циклических нагрузок могут образовываться усталостные напряжения, способствующие разрушению материала.

На основе вышеизложенного актуальной задачей в настоящее время является повышение прочностных свойств изделий с обеспечением высокой пластичности. В промышленности успешно используются низкоуглеродистые мартенситостареющие стали с прочностью >1700 МПа системы легирования Fe–Ni–Co–Mo и >1350 МПа на основе системы Fe–Cr–Ni, имеющие оптимальное сочетание прочности и пластичности, а также технологических свойств [13]. Однако для особонагруженных деталей и узлов возникает необходимость в повышении пластических и вязкостных свойств за счет стабилизации остаточного аустенита, что и будет показано на примере сталей 03H18K9M5T и 08X15H5D2T.

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов термической обработки на структуру и механические свойства высокопрочных мартенситостареющих сталей.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.2. «Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие свариваемые стали с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Объектом исследований являлись мартенситостареющие стали 03H18K9M5T и 08X15H5D2T. Сталь 08X15H5D2T исследовали после электрошлакового и вакуумно-дугового переплавов. Выплавку стали 03H18K9M5T осуществляли сначала в вакуумно-индукционной печи с разливкой металла в электроды, далее производили вакуумно-дуговую и электрошлаковую переплавы полученных электродов в кристаллизатор. Измерения магнитных свойств проводили на образцах двух плавок мартенситостареющей стали 08X15H5D2T с целью расчета количества остаточного аустенита.

Критическую температуру вязкохрупкого перехода (порог хладноломкости) определяли по серийным кривым ударной вязкости в соответствии с условием: $KCU = n \cdot (KCU)_{\max}$, где $0 < n < 1$; $n = 0,5$ и $n = 0,6$ – для низкоуглеродистых сталей. За $(KCU)_{\max}$ принимали уровень ударной вязкости при комнатной температуре. Критическую температуру обозначали как $T_{кл}^{KCU}$ [12]. Склонность сталей к хрупкому разрушению ($\Delta T_{кл}^{KCU}$) при понижении температуры определяли по смещению температуры $T_{кл}^{KCU}$.

Содержание аустенита определяли рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3.

Образцы на растяжение отобраны от переплавных слитков и имели размер $3 \times 3 \times 60$ мм. На концах образцов имелось утолщение для их зажатия в зажимах разрывной машины. Первоначальное определение остаточного аустенита производили на дифрактометре ДРОН-6 в монохроматизированном Cr K_α -излучении.

Степень деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (m_γ) при разрушении оценивали с помощью соотношения $[(\gamma - \gamma_{\text{изл}}) / \gamma] \cdot 100\%$, где γ – содержание аустенита в образце до испытания; $\gamma_{\text{изл}}$ – содержание аустенита в изломе.

Деформацию образцов при растяжении осуществляли до их разрушения. Интервал деформации составлял $2 \pm 0,1\%$. После появления «шейки» интервал деформации уменьшали. Магнитные свойства определяли до и после растяжения образцов. Измерение коэрцитивной силы и индукции насыщения производили на баллистической установке. Ток намагничивания составлял 2 А, при этом напряженность магнитного поля на образце составляла ~ 670 А/см.

Ударную вязкость (KCU и KCT) определяли на образцах типа 1 и 15 по ГОСТ 9454–78, характеристики вязкости разрушения (K_c и J_c) – при статическом трехточечном изгибе по ГОСТ 25.506–85 (образцы типа 15, ГОСТ 9454–78), механические свойства при растяжении ($\sigma_b, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$) – на пятикратных образцах $\varnothing 5$ мм по ГОСТ 1497–84. Испытания на ударную вязкость проводили в интервале температур от -196 до $+250^\circ\text{C}$, испытания на вязкость разрушения и при растяжении – при 20°C .

Результаты и обсуждение

Определение остаточного аустенита осуществляли на образцах, имеющих размер $10 \times 10 \times 60$ мм. Различное количество остаточного аустенита в образцах получали с помощью их термической обработки по различным режимам с изменением продолжительности выдержки и температуры (табл. 1).

Таблица 1

Режимы термической обработки и содержание остаточного аустенита в образцах сталей 08X15H5M2T и 03N18K9M5T (по результатам рентгенофазового анализа)

Сталь	Термическая обработка	Содержание остаточного аустенита, %
08X15H5M2T	Закалка в воде, отпуск при $550\text{--}625^\circ\text{C}$ в течение 1 ч, охлаждение на воздухе	7–13
03N18K9M5T	Предварительный двукратный отжиг, закалка, отпуск, охлаждение на воздухе	18
	Отжиг в течение 2 ч, охлаждение с печью	22

Для минимизации поводов и изменения размеров деталей содержание остаточного аустенита в стали должно находиться в достаточно узком диапазоне. Например,

при изготовлении болтов в авиационной промышленности поддерживают содержание остаточного аустенита ($\gamma_{\text{ост}}$) в готовых изделиях 15–20%.

Из данных, приведенных в табл. 1, видно, что количество остаточного аустенита в образцах варьировалось от 7 до 13% – для стали 08X15H5Д2Т и от 18 до 22% – для стали 03Н18К9М5Т для обеспечения заданного уровня механических свойств (прочности и ударной вязкости). Для стали 08X15H5Д2Т увеличение температуры отпуска с 550 до 625°C способствовало повышению количества остаточного аустенита, что вызвано как процессом перестаривания, так и разупрочнения мартенситной матрицы. После термообработки стали 03Н18К9М5Т по режиму, соответствующему получению максимальных прочностных свойств (температура отпуска 450°C), наблюдалось содержание $\gamma_{\text{ост}}$, равное 18%, максимальное его содержание 22% зафиксировано после отжига при 600°C в течение 2 ч с последующим охлаждением вместе с печью, поскольку в последнем случае наблюдалось отсутствие в структуре мартенсита, образующегося при закалке.

Характерной особенностью исследуемых сталей в двухфазном состоянии является наличие деформационных фазовых превращений, обусловленных метастабильностью исходной структуры: на порог хладноломкости, скорость развития трещины и стабильность аустенита значительное влияние оказывает содержание никеля [14]. Таким образом, варьируя содержание никеля в определенных пределах, можно добиться заданного сочетания механических свойств.

Установлено, что уровень ударной вязкости сталей зависит от интенсивности развития $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при разрушении [15]. Известно также, что, сохраняя при закалке наноразмерные высоконикелевые объемы аустенита, возможно создание при упрочняющем старении аустенита особой морфологии – «нанодуплекса» ($\gamma_{\text{ост}} + \gamma_{\text{ревII}}$), как показано на примере мартенситной стали 03Н18К9М5Т авторами работы [15], в которой ревертированный аустенит I ($\gamma_{\text{ревI}}$) образуется при нагреве в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области, остаточный аустенит ($\gamma_{\text{ост}}$) – после закалки из однофазной области, ревертированный аустенит II ($\gamma_{\text{ревII}}$) – после старения при температурах $> 400^\circ\text{C}$.

Способ создания структуры типа «нанотриплекс» в стали 03Н18К9М5Т (рис. 1) включает выдержку в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области (2) с целью создания в аустените химической неоднородности по никелю, которая сохраняется в результате последующего быстрого нагрева под кратковременную закалку (3) и упрочняющего старения (4). При этом быстрый нагрев под закалку (не менее $10^\circ\text{C}/\text{с}$ в соляной ванне) и малая длительность выдержки исходной ($\alpha + \gamma_{\text{ревI}}$)-структуры способствуют незавершенности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении, а также формированию кристаллов $\gamma_{\text{ост}}$ в бывших объемах ревертированного аустенита I [16]. На размеры кристаллов $\gamma_{\text{ост}}$ влияет продолжительность выдержки при температуре закалки: чем больше времени образец подвергается нагреву под закалку, тем меньшее содержание $\gamma_{\text{ост}}$ обеспечивается, при этом размеры кристаллов остаточного аустенита также уменьшаются (табл. 2: 6 мин (3) и 2 мин (4)). При одинаковом содержании $\gamma_{\text{ревI}}$ и $\gamma_{\text{ост}}$ размеры кристаллов $\gamma_{\text{ост}}$ и их форма близки к кристаллам $\gamma_{\text{ревI}}$ (табл. 2: 1 и 3; 2 и 4). Кристаллы остаточного аустенита сохраняют ориентировку кристаллов $\gamma_{\text{ревI}}$ и частично наследуют их дислокационную структуру, возникшую в результате обратного мартенситного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве [17]. Развитию дислокационной структуры кристаллов $\gamma_{\text{ост}}$ способствует и фазовый наклеп при кратковременной закалке. В итоге такое структурное состояние перед упрочняющим старением обуславливает снижение критической температуры A_n обратного мартенситного превращения в микрообъемах α -фазы, близлежащих к фазе $\gamma_{\text{ост}}$, в интервале температур старения и появление ревертированного аустенита II ($\gamma_{\text{ревII}}$) путем зарождения и эпитаксиального роста на кристаллах $\gamma_{\text{ост}}$ при старении.

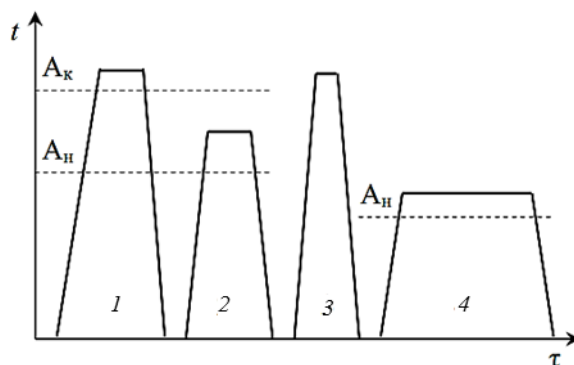


Рис. 1. Схема термической обработки для создания структуры «нанотриплекс» в закаленной на мартенсит стали 03Н18К9М5Т:

1 – закалка на мартенситную структуру; 2 – выдержка в двухфазной ($\alpha+\gamma$)-области; 3 – закалка с быстрым нагревом и кратковременной выдержкой; 4 – старение

Таблица 2

Размеры кристаллов аустенита в структуре стали 03Н18К9М5Т после различных операций термической обработки (ТО) по режимам 1 и 2 [16]

Условный номер варианта	Режим+операция	Количество γ -фазы, %	Ширина	Длина
			нм	
1	ТО1+старение при 550°C, 3 ч	24 $\gamma_{ревI}$	60±20	330±120
2	ТО2+отжиг при 600°C, 1 ч	23 $\gamma_{ревI}$	90±20	320±90
3	ТО2+закалка с 820°C, 6 мин	24 $\gamma_{ост}$	60±20	270±40
4	ТО2+закалка с 820°C, 2 мин	60 $\gamma_{ост}$	100±30	380±70
5	ТО2+старение при 490°C, 3 ч	24 $\gamma_{ост}$ +15 $\gamma_{ревII}$	80±20	340±80

Для получения структурных составляющих мартенсита (α) и аустенита ($\gamma_{ост}$, $\gamma_{ревI}$, $\gamma_{ревII}$) сталь 03Н18К9М5Т подвергали термообработке по следующим режимам [16]:

– режим ТО1 – закалка с 820°C в течение 1 ч в воде+старение при 400–580°C в течение 3 ч – получены α - и ($\alpha+\gamma_{ревI}$)-структуры;

– режим ТО2 – закалка с 820°C в течение 1 ч в воде+отжиг при 600°C в течение 1 ч+нагрев в соляной ванне до 820°C в течение 2–12 мин, охлаждение в воде+старение при 400–520°C в течение 3 ч – получены ($\alpha+\gamma_{ост}$)- и ($\alpha+\gamma_{ост}+\gamma_{ревII}$)-структуры.

Термообработка стали 03Х15Н5Д2Т заключалась в закалке в воде и последующем старении в течение 3 ч.

Рассматриваемый способ термообработки позволяет создать трехслойную наноразмерную ($\alpha+\gamma_{ост}+\gamma_{ревII}$) структуру («нанотриплекс») со значительно отличающимися свойствами фаз. Оценка характеристик прочности кристаллов $\gamma_{ревII}$ и $\gamma_{ост}$ (в частности, предела текучести) показала, что для $\gamma_{ревII}$ $\sigma_{0,2}$ составляет ~2000 МПа, значение которого в 2 раза выше $\sigma_{0,2}$ для $\gamma_{ост}$ (~1000 МПа) и сопоставимо с пределом текучести мартенсита после старения [14]. Высокое значение предела текучести для $\gamma_{ост}$ вызвано малыми размерами кристаллов и фазовым наклепом, а для $\gamma_{ревII}$ – дополнительно наличием частиц упрочняющей фазы, унаследованных от мартенсита в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при старении [14]. При этом остаточный аустенит устойчив к охлаждению до -196°C и метастабильн к пластической деформации, а ревертированный аустенит II, образованный при температурах старения <500°C, стабилен как к охлаждению, так и к пластической деформации.

Количество образующегося аустенита $\gamma_{ревII}$ можно изменять содержанием исходного остаточного аустенита $\gamma_{ост}$ или режимом старения [14].

**Влияние стабилизированного аустенита и соотношения фаз ($\gamma_{\text{ревII}}/\gamma_{\text{ост}}$)
на механические свойства стали 03Н18К9М5Т
после старения при 490°C в течение 3 ч**

Количество остаточного аустенита $\gamma_{\text{ост}}$ регулировали продолжительностью выдержки – от 2 до 12 мин при закалке с температуры 820°C. В ходе эксперимента по характеру структуры образцов установлено, что увеличение содержания аустенита в стали $\gamma_{\text{общ}} = \gamma_{\text{ост}} + \gamma_{\text{ревII}}$ вызывает снижение прочностных свойств по закону: 1% $\gamma_{\text{ост}}$ понижает $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ приблизительно на 10–11 МПа. Поэтому $\gamma_{\text{ревII}}$, образовавшийся при термической обработке по режиму ТО2, имеет прочность значительно выше, что в целом затормаживает снижение прочностных характеристик при увеличении общего количества стабилизированного в стали аустенита и изменяет характер зависимостей $\sigma_{\text{в}} = f(\gamma_{\text{общ}})$ и $\sigma_{0,2} = f(\gamma_{\text{общ}})$.

Наибольшее воздействие аустенит оказывает на уровень ударной вязкости КСУ, который при увеличении его содержания увеличивается в несколько раз. Повышение относительного удлинения и уровня ударной вязкости в основном связано с высокими пластическими свойствами фазы $\gamma_{\text{ост}}$, а также мартенсита, полученного в результате деформации [15]. После старения при температуре 490°C количество $\gamma_{\text{ост}}$ в пределах 10–25% является оптимальным при общем количестве аустенита 25–40%. При таком соотношении фаз ($\gamma_{\text{ост}}$ и $\gamma_{\text{ревII}}$) достигается высокий комплекс механических характеристик стали: $\sigma_{\text{в}} = 1850\text{--}2000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1800\text{--}1950$ МПа, $\delta = 9,5\text{--}10,6\%$, $\psi = 62\text{--}64\%$, $\text{КСУ} = 0,75\text{--}0,90$ МДж/м². По сравнению с мартенситом максимального упрочнения, характеристики прочности стали, имеющей структуру «нанотриплекс», снижаются лишь на ~ (6–13)%, а ударная вязкость при этом возрастает до 2 раз.

В стали 03Н18К9М5Т, имеющей данную структуру, ударная вязкость может быть повышена в 1,5–2,5 раза при старении в широком интервале температур, при этом статическая трещиностойкость возрастает в 2–3 раза.

Ударная вязкость ~ (0,90–1,0) МДж/м², достигаемая в обычных условиях на стали со структурой «нанотриплекс», сохраняется до температур переохлаждения – вплоть до -100°C, а при температуре -196°C она сопоставима с ударной вязкостью стали без аустенита при 20°C (рис. 2).

Максимальная разница (в ~ 2 раза) между кривыми КСУ приходится на испытания при температурах -40÷+100°C и составляет ~ 0,45 МДж/м².

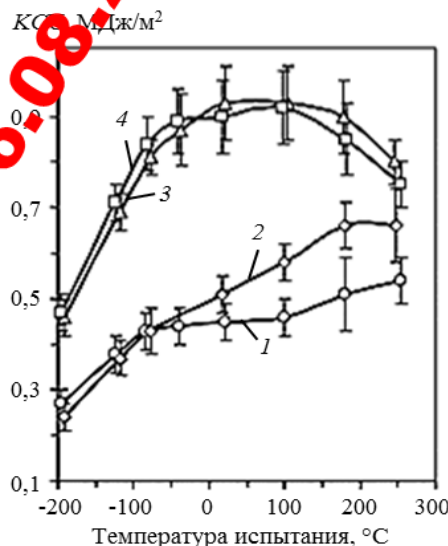


Рис. 2. Серийные кривые ударной вязкости КСУ аустенита в изломах образцов из стали 03Н18К9М5Т: 1 – α-фаза (старение при 490°C); 2 – (α+γ_{ревI})-фаза (старение при 550°C); 3 – (α+γ_{ост}+γ_{ревI})-фаза (старение при 430°C); 4 – (α+γ_{ост}+γ_{ревII})-фаза (старение при 490°C)

Хладноломкость стали $T_{к0,5}^{KCU}$ и ее склонность к хрупкому разрушению (смещение $\Delta T_{к0,5}^{KCU}$) при различных температурах оценивали на стали марки 08X15H5Д2Т, содержащей остаточный аустенит, после электрошлакового и вакуумно-дугового переплава. После закалки порога хладноломкости не выявлено (как и для стали 03Н18К9М5Т), а работоспособность стали проявлялась вплоть до температур -100°C .

При старении стали в интервале температур $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$ положение $T_{к0,5}^{KCU}$ зависит как от самой температуры старения, так и от способа переплава (рис. 3). Термическая обработка стали на максимальную прочность (старение при температурах $425\text{--}450^{\circ}\text{C}$) позволяет определить критическую температуру вязкохрупкого перехода $T_{к0,5}^{KCU}$. Температурные диапазоны, в которых этот переход происходит, узкие и резкие. После электрошлакового переплава стали порог хладноломкости выражается более ярко, чем после вакуумно-дугового переплава, и приблизительно составляет 10°C .

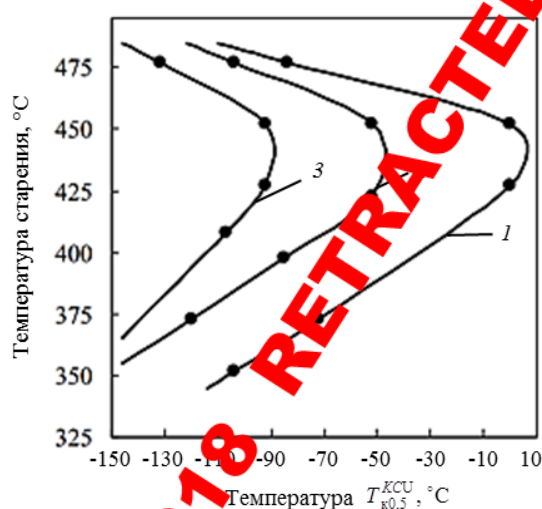


Рис. 3. Влияние метода переплава, температуры старения и содержания никеля на хладноломкость стали 08X15H5Д2Т: 1 – электрошлаковый переплав (4,96% Ni); 2 – вакуумно-дуговой переплав (5,2% Ni); 3 – электрошлаковый переплав (5,2% Ni)

По сравнению с закалкой смещение порога хладноломкости $T_{к0,5}^{KCU}$ в интервал высоких температур, которое существенно характеризующее склонность стали к хрупкому разрушению, самое значительное в стали электрошлакового переплава и достигает -100°C (рис. 3, кривая 1). У стали после вакуумно-дугового переплава наблюдалась меньшая склонность к хрупкому разрушению, т. е. более высокая надежность — $\Delta T_{к0,5}^{KCU}$ составляет 70°C .

Для всех исследованных образцов в недеформированном состоянии установлена линейная корреляция между индукцией насыщения B_s и количеством остаточного аустенита (данные, полученные с помощью рентгенофазового анализа). Уравнение связи величин остаточного аустенита и B_s следующее:

$$\gamma_{\text{ост}} = -35,8B_s + 57,1, \quad (1)$$

где $\gamma_{\text{ост}}$ — количество остаточного аустенита, % (коэффициент корреляции составил $R=0,98$).

Значения B_s возрастают во всем диапазоне удлинения образцов, однако этот рост нелинейный: при относительных удлинениях $>4\%$ он замедляется или прекращается

совсем. Значения индукции насыщения возрастают на 10–25%, что может свидетельствовать об увеличении доли ферромагнитной фазы (мартенсит или мартенсит, полученный в результате деформации) в деформированных образцах и уменьшении содержания парамагнитного аустенита. Для подтверждения данного предположения проведен рентгенофазовый анализ образцов в исходном состоянии и в состоянии перед разрушением (табл. 3).

Таблица 3

Результаты определения содержания остаточного аустенита в стали 08X15H5D2T согласно уравнению (1) и рентгенофазового анализа

Количество остаточного аустенита, %			
по данным рентгенофазового анализа		по уравнению (1)	
до деформации	перед разрушением	до деформации	перед разрушением
10	Нет данных	9,9	3,0
21	17	22,3	19,9
16	5	17,0	7,0
18	5	17,1	7,2
22	9	20,7	12,5
7	3,5	7,1	2,3
12	4	11,9	5,4
13	4	12,4	4,5

С использованием уравнения (1) рассчитаны значения остаточного аустенита не только в исходных образцах, но и после каждой ступени их деформирования. Данные расчетов в состоянии предразрушения образцов представлены в табл. 3. Из данных табл. 3 можно сделать вывод о неплохом соответствии расчетных значений остаточного аустенита с данными рентгенофазового анализа (с учетом погрешности метода, особенно при определении малого количества фаз). Основные изменения в фазовом составе образцов происходят до 4–5% удлинения. При дальнейшем удлинении образцов (вплоть до их разрушения) индукция насыщения, а значит, и расчетные значения остаточного аустенита практически не меняются.

Заключения

1. Показаны пути повышения прочностных свойств двух марок мартенситостареющих сталей – за счет формирования в структуре аустенита различной деформационной стабильности и особой морфологии появляется возможность увеличения уровня ударной вязкости KCU в 2 раза и снижения склонности к хрупкому разрушению. Критическая температура перехода в хрупкое состояние $T_{к0,5}^{KCU}$ смещается на 60°C в интервал более низких температур переохлаждения.

2. Установлена закономерности формирования прочностных и пластических свойств при образовании в мартенситной структуре стали 03Н18К9М5Т различного по природе аустенита.

3. Хрупкая прочность и ударная вязкость стали 08X15H5D2T зависит от способа переплава, температуры старения и содержания никеля в плавке. Снизить порог хладноломкости $T_{к0,5}^{KCU}$ до температуры -90°C и практически исключить склонность стали 08X15H5D2T электрошлакового переплава к хрупкому разрушению можно ведением плавки с никелем на верхнем пределе марочного состава.

Деформация растяжением образцов из мартенситостареющей стали 08X15H5D2T электрошлакового переплава приводит к уменьшению содержания остаточного аустенита. Увеличение первоначального содержания остаточного аустенита в

недеформированных образцах приводит к большему его распаду при деформационных воздействиях вследствие линейной зависимости между индукцией насыщения B_s и количеством остаточного аустенита. Наиболее интенсивные изменения фазового состава образцов наблюдаются при удлинениях до 5%.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S2. С. 3–10.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // *Автоматическая сварка*. 2013. №10. С. 23–32.
4. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
5. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С. и др. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // *Физическая мезомеханика*. 2006. Т. 9. №2. С. 85–96.
6. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад // *Наука и жизнь*. 2010. №4. С. 2–7.
7. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
8. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситостареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 81–84.
9. Громов В.И., Кротов В.Н., Курпякова Н.А., Седов О.В., Дорошенко А.В. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства диффузионного слоя стали мартенситного класса после вакуумной цементации // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №4 (45). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-4-3-8.
10. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тоньшева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
11. Силин А.А., Крикушенко Е.С., Алексеев В.В., Силина В.И., Белоусов В.В. Способ термической обработки мартенситно-старееющих сталей 08X15H5D2T, 06X14H6D2MBT и 07X16H6 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. №3. С. 23–26.
12. Махнева Т.М. Природа неустойчивости уровня ударной вязкости и низкой технологической пластичности при производстве крупногабаритных полуфабрикатов из коррозионно-стойких мартенситно-старееющих сталей, совершенствование технологии их обработки: дис. ... д-р техн. наук. Кемеровск, 2012. 376 с.
13. Горкунов Э.С., Митропольская С.Ю., Задворкин С.М. и др. Особенности деформационного поведения магнитных характеристик мартенситно-старееющей стали с различной степенью дисперсионного отверждения // *Дефектоскопия*. 2007. №9. С. 3–14.
14. Вылежнев В.И., Коковьякина С.А., Симонов Ю.Н., Сухих А.А. Повышение характеристик надежности мартенситно-старееющей стали 03H18K9M5T путем создания структуры типа «нанотриплек» // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №11. С. 39–47.
15. Шашков А.И., Сомова В.М., Сажина Е.Ю., Шашкова Л.А., Ничипурук А.П. Магнитный метод определения количества остаточного аустенита в мартенситно-старееющих сталях // *Дефектоскопия*. 2011. №12. С. 36–42.
16. Сухих Ан.А., Дементьев В.Б., Сухих Ан.А. О причинах высокой прочности остаточного и релаксированного аустенита мартенситно-старееющей стали H18K9M5T // *Химическая физика и мезоскопия*. 2008. Т. 10. №2. С. 200–206.
17. Махнева Т.М. Хладноломкость коррозионностойкой мартенситно-старееющей стали 08X15H5D2T // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. №12. С. 3–7.