

## **ВЛИЯНИЕ ДВОЙНОГО СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ 06X14H6D2MBT**

**Л.В. Тарасенко, М.В. Унчикова**

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация  
e-mail: lvt1959@rambler.ru; Uncikova\_mv@mail.ru

*В качестве материала для силоизмерительного упругого элемента предложена мартенситно-стареющая сталь 06X14H6D2MBT, применяемая в авиационной промышленности. Традиционная термическая обработка этой стали включает в себя перестаривание закаленных изделий и не может быть использована для упрочнения упругих элементов вследствие образования ревертированного аустенита при высоких температурах старения. Для достижения высоких прочностных и коррозионных свойств предложено использовать после закалки двойное старение. При помощи испытаний на растяжение и статический изгиб, рентгеноструктурных, металлографических, микрорентгеноспектральных и коррозионных исследований проведено сравнение структуры и свойств закаленных образцов после основного и двойного старения, включающего дополнительный, более низкотемпературный нагрев. В результате применения двойного старения установлено повышение прочностных свойств и коррозионной стойкости во всем исследуемом температурном интервале, что связано с дополнительным распадом мартенсита и образованием дисперсных равномерно распределенных катодных частиц  $\epsilon$ -Cu.*

**Ключевые слова:** мартенситно-стареющая сталь, двойное старение, дополнительный распад мартенсита, катодные частицы  $\epsilon$ -Cu.

## **EFFECT OF DOUBLE AGING ON MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES OF MARAGING STEEL 06KH14N6D2MBT**

**L.V. Tarasenko, M.V. Unchikova**

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation  
e-mail: lvt1959@rambler.ru; Uncikova\_mv@mail.ru

*Maraging steel 06Kh14N6D2MBT used in aircraft industry is suggested as a material for a dynamometer resilient component. Traditional thermal treatment of this steel includes the overaging of chilled items and cannot be used for hardening resilient components because of the reverted austenite formation at high temperatures of aging. It is proposed to use double aging after hardening to achieve the high strength and corrosion properties. The structure and properties of hardened samples after the main and double aging including complementary lower-temperature heating are compared using the tensile and static bending tests, X-ray diffraction study, and metallographic, microroentgen-spectral and corrosive research. As a result of using double aging, the growth of strength properties and corrosion stability throughout the temperature range under study is found, which is associated with additional disintegration of martensite and formation of uniformly distributed disperse cathodic  $\epsilon$ -Cu particles.*

**Keywords:** maraging steel, double aging, additional disintegration of martensite, cathodic  $\epsilon$ -Cu particles.

В настоящее время в различных отраслях промышленности широко применяются тензометрические электронные весы, точность которых определяется свойствами силоизмерительного упругого элемента (СУЭ). По сравнению с пружинами СУЭ характеризуются сравнительно большими сечениями и изготавливаются преимущественно из поковок или проката. С учетом условий эксплуатации материал такой массивной детали должен иметь не только свойства, соответствующие упругому элементу, но и необходимый уровень ударной вязкости и стойкости к атмосферной коррозии.

Мартенситно-старяющие стали широко применяются для изготовления упругих элементов. Высокое сопротивление малым пластическим деформациям и релаксационная стойкость обеспечиваются как равномерным распределением дислокаций при мартенситном превращении, так и высокодисперсными частицами интерметаллических фаз, образующимися при старении.

С учетом требований для изготовления была выбрана мартенситно-старяющая сталь 06X14H6Д2МБТ (ЭП817) [1], применяемая в авиационной промышленности. Традиционная упрочняющая термическая обработка этой стали для достижения оптимального сочетания прочности, вязкости и коррозионной стойкости включает в себя закалку от 1000 °С, обработку холодом и старение в области перестаривания при 515 °С, когда наряду с выделением упрочняющей фазы  $\varepsilon$ -Cu происходит образование до 25 % ревертированного аустенита [2, 3]. Однако аустенит снижает упругие свойства и его присутствие в стали для СУЭ является недопустимым. Поэтому режим старения должен соответствовать области недостаривания, а для улучшения комплекса механических и коррозионных свойств в настоящей работе по аналогии с дисперсионно-твердеющими сплавами на основе алюминия, никеля, титана предлагается использовать двойное старение, включающее основное старение и дополнительное, более низкотемпературное.

Цель настоящей работы — разработка режимов двойного старения стали 06X14H6Д2МБТ, обеспечивающих сочетание высоких прочностных свойств и коррозионной стойкости.

**Материал и методика исследований.** Исследования проводили на стали 06X14H6Д2МБТ промышленной плавки следующего химического состава (%): 0,06 С; 13,5 Cr; 5,2 Ni; 0,08 Ti; 1,4 Mo; 2,2 Cu; 0,3 Nb.

Сталь выплавляли с применением вакуумно-дугового переплава. Образцы для механических испытаний изготовлены из горячекатаных прутков диаметром 90 мм. Предварительная термическая обработка состояла из отжига при 650 °С с выдержкой 2 ч. Упрочняющая обработка включала в себя закалку от 1000 °С, обработку холодом при –70 °С в течение 2 ч, а также первое старение при температурах 425, 450, 475, 500, 515 °С и второе низкотемпературное старение при 400 °С. Время выдержки при старении 1 ч, охлаждение проводили на воздухе.

Твердость металлов измеряли на приборе ТК-2М в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Испытания на статический изгиб, имитирующие условия работы одной из конструкции датчика, проводили на продольных и поперечных образцах на универсальной испытательной машине Instron модели TT-DM по ГОСТ 14019–80 со скоростью нагружения 2 мм/мин. База испытаний составляла 15 мм. Свойства после каждого режима упрочняющей термической обработки измеряли на трех образцах. На образцах, вырезанных вдоль и поперек направления прокатки промышленного горячекатаного прутка, определяли характеристики прочности при изгибе: предел пропорциональности  $\sigma_{\text{пц}}^{\text{изг}}$ , условный предел текучести  $\sigma_{0,2}^{\text{изг}}$  и предел прочности  $\sigma_{\text{в}}^{\text{изг}}$ .

Испытания образцов на растяжение (ГОСТ 1497–84) проводили на испытательной машине фирмы “Instron” модели TT-DM со скоростью нагружения 5 мм/мин. Начальная расчетная длина рабочей части образца составляла 15 мм, а диаметр — 2,95 мм.

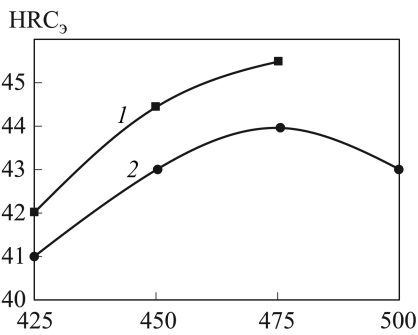
Контроль количества аустенита на разных этапах проведения термообработки осуществляли с помощью рентгеноструктурного анализа образцов на компьютеризированном аппарате ДРОН-4 в кобальтовом  $K_{\alpha}$ -излучении. Рентгеноструктурные исследования включали также определение параметра кристаллической решетки, измерение ширины и изучение профиля линии (220) $_{\alpha}$ .

Металлографический анализ продольных и поперечных образцов проводили на микроскопе “Leitz Metallovert” с передачей изображения на монитор компьютера. Образцы предварительно подвергали электролитическому травлению в 5 %-ном растворе HF с плотностью тока 0,5 А/см<sup>2</sup>. Продолжительность травления составляла 20 с.

Количественный анализ зеренной структуры выполняли на компьютеризированном микроскопе с использованием программы, разработанной на кафедре “Материаловедение” в МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Локальный химический состав после основного и дополнительного старения определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе CamScan 4DV.

Коррозионную стойкость оценивали по критическим точкам анодной поляризационной кривой. Потенциодинамические испытания проводили в хлорсодержащем электролите 0,01н. NaCl. Анодные поляризационные кривые снимали с рабочей поверхности площадью в 1 см<sup>2</sup> на потенциостате П-5848 в режиме автоматической развертки потенциала со скоростью 0,25 мВ/с. Остальную поверхность образца изолировали лаком, устойчивым к ионам хлора. Анодные поляризационные кривые последовательно снимали на трех гранях каждого образца. Подготовка поверхности образцов для исследований коррозионной



**Рис. 1. Влияние температуры старения на твердость стали 06X14H2Д2МБТ:**

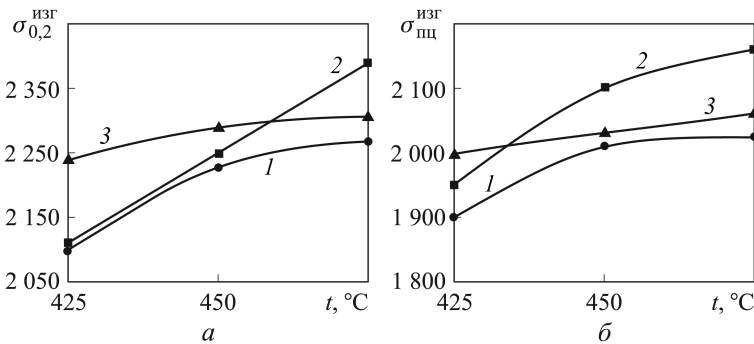
кривая 1 — двойное старение; кривая 2 — основное старение

повышает твердость во всем исследуемом диапазоне температур от 425 до 475 °С (рис. 1).

Испытания на изгиб проводились на стали ЭП817 после основного и двойного старения на продольных и поперечных образцах (рис. 2).

На продольных образцах в случае основного старения пределы текучести  $\sigma_{0,2}$  и пропорциональности  $\sigma_{пл}$  увеличиваются особенно значительно при переходе от температуры 425 к 450 °С. Двойное старение ( $t_{осн} + 400$  °С) приводит к повышению всех характеристик прочности (см. рис. 2). Особенно значительно возрастают предел текучести и предел пропорциональности на поперечных образцах.

Различие свойств продольных и поперечных образцов, очевидно, является следствием неоднородности зеренной структуры по сечению прутка. Из данных количественного анализа (табл. 1) следует, что средний размер зерна в центральной части прутка на 33...35% больше по сравнению с периферийной зоной. Уменьшение протяженности границ зерен продольных образцов центральной части прутка вызывает



**Рис. 2. Влияние температуры старения на прочность при изгибе стали 06X14H2Д2МБТ:**

кривая 1 — основное старение; кривая 2 — двойное старение, поперечные образцы; кривая 3 — двойное старение продольные образцы

существенное снижение предела упругости и незначительно уменьшает временное сопротивление. Проведенные исследования показали, что предел упругости  $\sigma_{0,05}$  поперечных образцов на 380...440 МПа больше, чем продольных (табл. 2).

Таблица 1

**Расчет параметров зеренной структуры прутка стали ЭП817**

Площадь, мкм	Периметр мкм	Длина, мкм	Ширина, мкм	Форм-фактор	Диаметр, мкм	Диаметр по ГОСТ, мкм
Центральная часть прутка						
509,73	87,81	33,23	13,30	0,42	23,18	20,54
Периферийная часть прутка						
231,02	57,81	21,29	9,33	0,45	15,53	13,76
Периферийная часть прутка						
221,00	57,39	21,44	8,91	0,44	15,16	13,43

Таблица 2

**Механические свойства при растяжении образцов, вырезанных из прутка в продольном и поперечном направлении\***

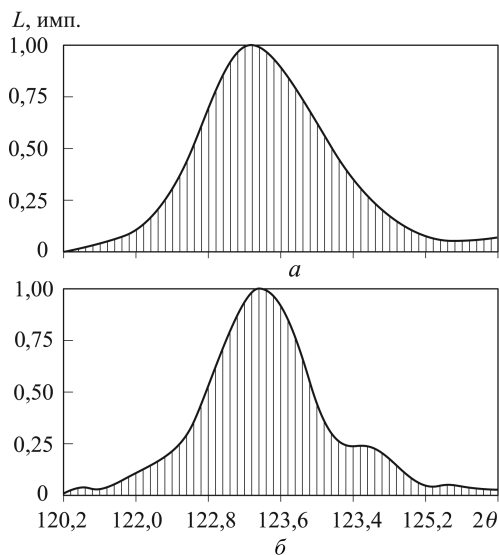
Температура старения, °С	$\sigma_{0,05}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
475	$\frac{1080}{1477}$	$\frac{1265}{1520}$	$\frac{1495}{1574}$	$\frac{15,8}{13}$	$\frac{58}{49}$
	$\frac{1000}{1447}$	$\frac{1190}{1477}$	$\frac{1450}{1522}$	$\frac{16,8}{15}$	$\frac{60,6}{49}$
475 + 400	$\frac{1095}{1477}$	$\frac{1285}{1491}$	$\frac{1510}{1594}$	$\frac{13,6}{14}$	$\frac{55}{49}$

Примечание. \*В числителе указаны свойства продольных образцов, в знаменателе — поперечных.

Применение двойного старения сопровождается также увеличением значений отношения  $\sigma_{\text{пц}}^{\text{изг}}/\sigma_{0,2}^{\text{изг}}$  до 0,90...0,92, что свидетельствует об уменьшении склонности к микропластической деформации и подтверждает повышение упругих свойств стали.

В результате проведенных исследований установлено, что режимом двойного старения, обеспечивающим максимальное упрочнение, является 475 °С + 400 °С, который позволяет получить следующие механические свойства:  $\sigma_{\text{пц}}^{\text{изг}} = 2060$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{\text{изг}} = 2310$  МПа на продольных и  $\sigma_{\text{пц}}^{\text{изг}} = 2160$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{\text{изг}} = 2390$  МПа на поперечных образцах.

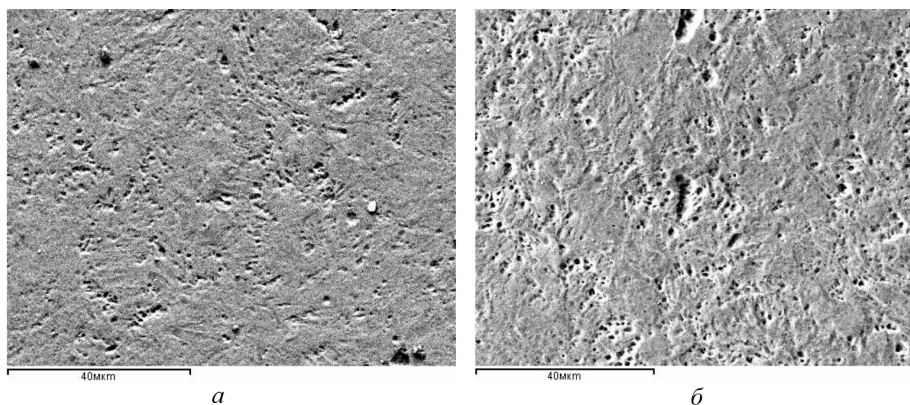
Причиной упрочнения при двойном старении согласно результатам рентгеноструктурных и микроструктурных исследований является дополнительный распад мартенсита. Установлено изменение про-



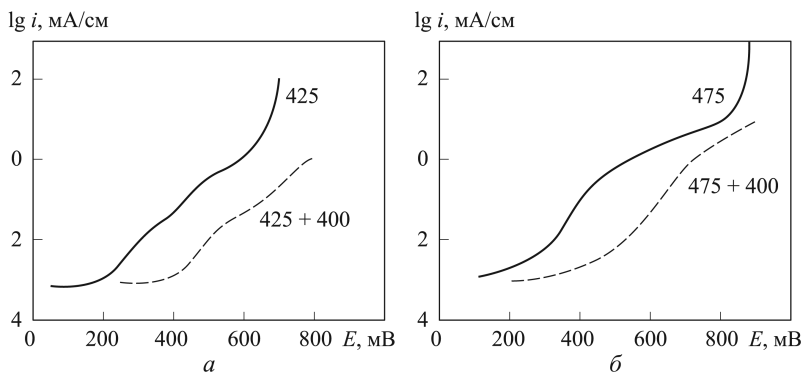
**Рис. 3. Профиль дифракционной линии (220) мартенсита после основного (а) и двойного старения (б)**

филя рентгеновской линии  $(220)_\alpha$ : после основного старения профиль линии однородный, с малой асимметрией, после двойного старения профиль линии усложняется — появляется асимметрия на малых углах (рис. 3). С помощью растровой электронной микроскопии после основного старения на фоне субструктуры мартенсита были обнаружены округлые частицы, число которых после двойного старения увеличивается (рис. 4).

Известно, что гетерогенная структура с высокодисперсными частицами, образующимися при старении и вызывающая повышение прочности, как правило, отрицательно влияет на коррозионную стойкость. Поэтому были проведены сравнительные коррозионные испытания образцов после основного старения при  $425^\circ\text{C}$  и  $475^\circ\text{C}$  и после двойного старения  $425^\circ\text{C} + 400^\circ\text{C}$  и  $475^\circ\text{C} + 400^\circ\text{C}$ .



**Рис. 4. Микроструктура стали 06X14H6Д2МБТ после основного старения при  $475^\circ\text{C}$  (а) и после двойного старения по режиму  $475^\circ\text{C} + 400^\circ\text{C}$  (б)**



**Рис. 5.** Анодные поляризационные кривые стали 06X14H6D2MBT после основного старения при 425 °С (а) и 475 °С (б) и после двойного старения со вторым нагревом при 400 °С

Анодные поляризационные кривые (АПК) показали (рис. 5), что двойное старение уменьшает скорость анодного растворения, которое начинается при более высоких потенциалах, а интенсивного растворения, как в случае основного старения, не наблюдается. Это свидетельствует о повышении коррозионной стойкости стали. Для объяснения полученных результатов были проведены микрорентгеноспектральные исследования, которые позволили оценить равномерность распределения меди в поверхностном слое. С этой целью была применена специальная методика определения точечного химического состава образцов после основного и двойного старения. Результаты исследований показали, что концентрация меди после основного старения изменяется в пределах от 1,96 до 2,83 %, а после двойного старения распределение меди становится более равномерным и варьируется от 2,07 до 2,26 %. Известно, что медь является катодной защитой для железа, поэтому увеличение числа частиц  $\varepsilon$ -Cu “облагораживает” поверхность и повышает коррозионную стойкость.

Другим структурным изменением, способствующим улучшению анодных характеристик стали после двойного старения, очевидно, является снижение микронапряжений в мартенситной матрице, о чем свидетельствует уменьшение ширины рентгеновской линии  $(220)_\alpha$ .

**Выводы.** Для коррозионно-стойкой мартенситно-старяющейся стали ЭП817, предназначенной для изготовления силоизмерительных упругих элементов, после закалки рекомендуется проводить двойное старение по режиму 475 °С + 400 °С, которое по сравнению с основным старением обеспечивает: повышение твердости; повышение прочности при испытаниях на статический изгиб, в том числе и предела упругости; уменьшение склонности к микропластической деформации; повышение коррозионной стойкости стали за счет дополнительного равномерного распада мартенсита с выделением частиц  $\varepsilon$ -Cu.

Установлено, что максимальные прочностные свойства за счет формирования мелкозернистой структуры достигаются на поперечных

образцах, поэтому для более надежной работы СУЭ в условиях эксплуатации необходимо, чтобы поверхность наклейки тензорезистора была ориентирована в поперечном направлении горячекатаного прутка.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тарасенко Л.В., Красов Т.А., Унчикова М.В. Термическая обработка коррозионно-стойкой стали для изготовления силоизмерительных упругих элементов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2007. № 2. С. 82–88.
2. Братухин А.Г., Гурвич Л.Я. Коррозионная стойкость высокопрочных нержавеющей сталей. М.: Авиатехинформ, 1999. 288 с.
3. Братухин А.Г., Погосян М.А., Тарасенко Л.В. Конструкционные и функциональные материалы современного авиастроения. М.: Изд-во МАИ, 2007. 304 с.

## REFERENCES

- [1] Tarasenko L.V., Krasov T.A., Unchikova M.V. Heat treatment of corrosion-resistant steel for the manufacture of dynamometering resilient components. *Vestn. Mosk. Gos. Tekh. Univ. im. N.E. Baumana, Mashinostr.* [Herald of the Bauman Moscow State Tech. Univ., Mech. Eng.], 2007, no. 2, pp. 82–88 (in Russ.).
- [2] Bratukhin A.G., Gurchich L.Ya. Korrozionnaya stoykost' vysokoprochnykh nerzhaveyushchikh staley [Corrosion resistance of high strength stainless steels]. Moscow, Aviatekhinform Publ., 1999. 288 p.
- [3] Bratukhin A.G., Pogosyan M.A., Tarasenko L.V. Konstruktsionnye i funktsional'nye materialy sovremennogo aviastroeniya [Constructional and functional materials of contemporary aircraft manufacturing]. Moscow, MAI Publ., 2007. 304 p.

Статья поступила в редакцию 22.01.2014

Тарасенко Людмила Васильевна — д-р техн. наук, профессор кафедры “Материаловедение” МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 200 научных работ и трех учебных пособий в области исследования фазового состава, структуры и свойств жаропрочных сталей и сплавов для деталей ГТД, высокопрочных сталей авиационного назначения, алюминий-литиевых сплавов.

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5.

L.V. Tarasenko — Dr. Sci. (Eng.), professor of “Materials Science” department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of more than 200 publications and three tutorials in the field of investigating phase composition, structure and properties of high-temperature steels and alloys for parts of gas-turbine engines, high-strength steels for aviation purpose, aluminum-lithium alloys.

Bauman Moscow State Technical University, Vtoraya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation.

Унчикова Марина Васильевна — канд. техн. наук, доцент кафедры “Материаловедение” МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 40 научных работ в области химико-термической обработки жаропрочных никелевых сплавов, термической обработки коррозионно-стойких сталей.

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Российская Федерация, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5.

M.V. Unchikova — Cand. Sci. (Eng.), assoc. professor of “Materials Science” department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of more than 40 publications in the field of chemical and thermal treatment of high-temperature nickel alloys, thermal treatment of corrosion-proof steels.

Bauman Moscow State Technical University, Vtoraya Baumanskaya ul. 5, Moscow, 105005 Russian Federation.