

УДК 669-176:548.4

ВЛИЯНИЕ ХИМСОСТАВА НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ АУСТЕНИТНО-НЕСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Н.М. Шкатуляк¹, В.В. Усов², Е.А. Драгомерецкая³

¹кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, Государственное высшее учебное заведение «Южно-украинский национальный педагогический университет имени К. Д. Ушинского», г. Одесса, Украина, e-mail: shkatulyal@mail.ru

²доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой технологического и профессионального образования, Государственное высшее учебное заведение «Южно-украинский национальный педагогический университет имени К. Д. Ушинского», г. Одесса, Украина, e-mail: valentin_usov50@mail.ru

³аспирантка кафедры физики, Государственное высшее учебное заведение «Южно-украинский национальный педагогический университет имени К. Д. Ушинского», г. Одесса, Украина, e-mail: dragomeretskaya@bk.ru

Аннотация. В работе проведено исследование кристаллографической текстуры, микроструктуры и коэрцитивной сила сталей со структурой метастабильного аустенита после горячей прокатки на 50 и 71 % по толщине. Найдены значимые линейные корреляционные связи с коэффициентами надежности аппроксимации не менее 0,9 между значениями никелевого эквивалента сталей и величинами суммарной полюсной плотности на ОПФ НН мартенсита сталей со структурой нестабильного аустенита после горячей прокатки.

Ключевые слова: аустенитно-нестабильные стали, никелевый эквивалент, кристаллографическая текстура, коэрцитивная сила, анизотропия.

EFFECT OF CHEMICAL COMPOSITION ON TEXTURE AND COERCIVE FORCE ANISOTROPY OF AUSTENITIC-UNSTABLE HOT-ROLLED STEELS

Natalia Shkatulyak¹, Valentin Usov², Elena Dragomeretskaya³

¹PhD, Associate Professor, Department of Physics, State Higher Educational Institution "South Ukrainian National Pedagogical University named after K.D. Ushinsky", Odessa, Ukraine, e-mail: shkatulyal@mail.ru

² PhD of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Technological and Professional Education, State Higher Educational Institution "South Ukrainian National Pedagogical University named K.D. Ushinsky", Odessa, Ukraine, e-mail: valentin_usov50@mail.ru

³Postgraduate, Department of Physics, State Higher Educational Institution "South Ukrainian National Pedagogical University named K.D. Ushinskogo", Odessa, Ukraine, e-mail: dragomeretskaya@bk.ru

Abstract. In the work investigated crystallographic texture, coercive force and microstructure of steels with metastable austenite structure after hot rolling at 50 and 71% in thickness. There are found significant linear correlations with coefficients of reliability of approxi-

mation of not less than 0.9 between the values of nickel equivalent steels and total pole density on inverse pole figures of normal direction of martensite in austenitic-unstable steels after hot rolling.

Keywords: *austenitic-unstable steels, nickel equivalent, crystallographic texture, the coercive force, anisotropy.*

Введение. Долгосрочное использование изделий, конструкций и инженерных сооружений в сложных условиях температуры и нагрузки часто вызывает существенные изменения в исходной структуре и деградации физико-механических свойств материалов. Это может привести к преждевременному выходу из строя оборудования и аварии. В сталях и сплавах со структурой метастабильного аустенита мартенситные превращения происходят под действием приложенных напряжений. Ранее было показано [1, 2], что при прогнозировании свойств вышеупомянутых сталей необходимо принимать во внимание, что в процессе деформации происходит одновременное изменение структурных и прочностных характеристик исходной пластичной аустенитной и образующейся упрочняющей фазы – мартенсита деформации. Однако структурные аспекты влияния (в частности, текстуры) аустенита на интенсивность текстуры мартенсита и анизотропию магнитных свойств в зависимости от химсостава и температурно-силовых условий деформирования таких сталей изучены недостаточно. В связи с этим для диагностики текущего структурного состояния конструкционных метастабильных аустенитных сталей представляется перспективным применение неразрушающих методов, в частности, магнитных [3] наряду с рентгеновскими методами. Использование магнитных методов является эффективным для изучения аустенитно-нестабильных сталей вследствие изменений их магнитных характеристик, вызванных возникновением в их структуре ферромагнитного мартенсита, а также и изменения соотношения между магнитной (α -мартенсит) и немагнитной (аустенит) фазы в процессе деформации [3].

Цель работы. В данной работе исследовали текстуру аустенита и мартенсита и изменение коэрцитивной силы в аустенитно-нестабильных сталях различного химсостава после горячей прокатки.

Материал и результаты исследований. Материалом для исследования послужили три стали, химический состав которых представлен в таблице 1.

Полосы сталей после аустенитизации в течении 1 часа при 1100°C, вытаскив из печи, прокатывали с обжатием 50% за один проход и 71% за два прохода на лабораторном стане с диаметром валков 180 мм с последующим естественным охлаждением на воздухе. Коэрцитивную силу измеряли

при помощи портативного коэрцитиметра КРМ-Ц-К2М в направлении прокатки (НП), диагональном направлении (ДН, то есть в НП+45°) и поперечном направлении (ПН) листов. Результаты измерения представлены в таблице 2.

Таблица 1 – Химсостав сталей

№ образца	Массовая доля в %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Mo
1	0,22	0,34	1,62	8,90	8,10	0,018	0,013	< 0,1
2	0,17	0,60	0,20	6,60	6,60	0,016	0,019	< 0,1
3	0,31	2,0	1,78	0,16	0,16	0,029	0,012	< 0,1

Таблица 2 – Коэрцитивная сила в листах горячекатаных аустенитно-нестабильных сталях после горячей прокатки

№ образца стали	Степень деформации	Коэрцитивная сила, Нс, А/см		
		НП	45°	ПН
1	50	15,3	13,3	10,5
	71	18,3	16,8	12,8
2	50	54,9	54,9	54,8
	71	54,8	54,7	54,8
3	50	0,7	0,7	0,9
	71	0,8	0	0

Текстуру изучали рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН-3 по геометрии Брега-Брентано с построением обратных полюсных фигур (ОПФ) [4]. На дифрактометре ДРОН-3м проводили сканирование по углам $\theta - 2\theta$ в излучении $K\alpha$ – молибдена. Записывали дифрактограммы линий 110, 200, 211, 220, 310, 222, 321, 400 для мартенсита сталей и образца без текстуры. Для текстурованных образцов аустенита сталей и соответствующего образца без текстуры фиксировали дифракционные отражения от кристаллографических плоскостей 111, 200, 220, 311, 222, 331, 420, 422, 531, 620, 533, 640, 642, 733, 664, 931. Бестекстурные образцы изготовили из мелких рекристаллизованных опилок соответствующих фаз. В качестве полюсной плотности использовали отношения интегральных интенсивностей линий дифракции исследуемых образцов и эталона с нормировкой по Моррису [4]. Приведенная полюсная плотность P_{hkl} пропорциональна отношению интенсивности линии (hkl) в текстурованном образце и образце без текстуры:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0} K. \quad (1)$$

Нормирующий множитель K может быть выражен

$$K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0} \quad (2)$$

где $\sum_{\Delta} A_{hkl} = 1$. Значение коэффициентов A_{hkl} приведены в [4]. Таким образом, величина полюсной плотности P_{hkl} на ОПФ

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0} \quad (3)$$

где I_{hkl}^T – интегральная интенсивность линии {hkl} в текстурированном образце, I_{hkl}^0 – то же для образца без текстуры.

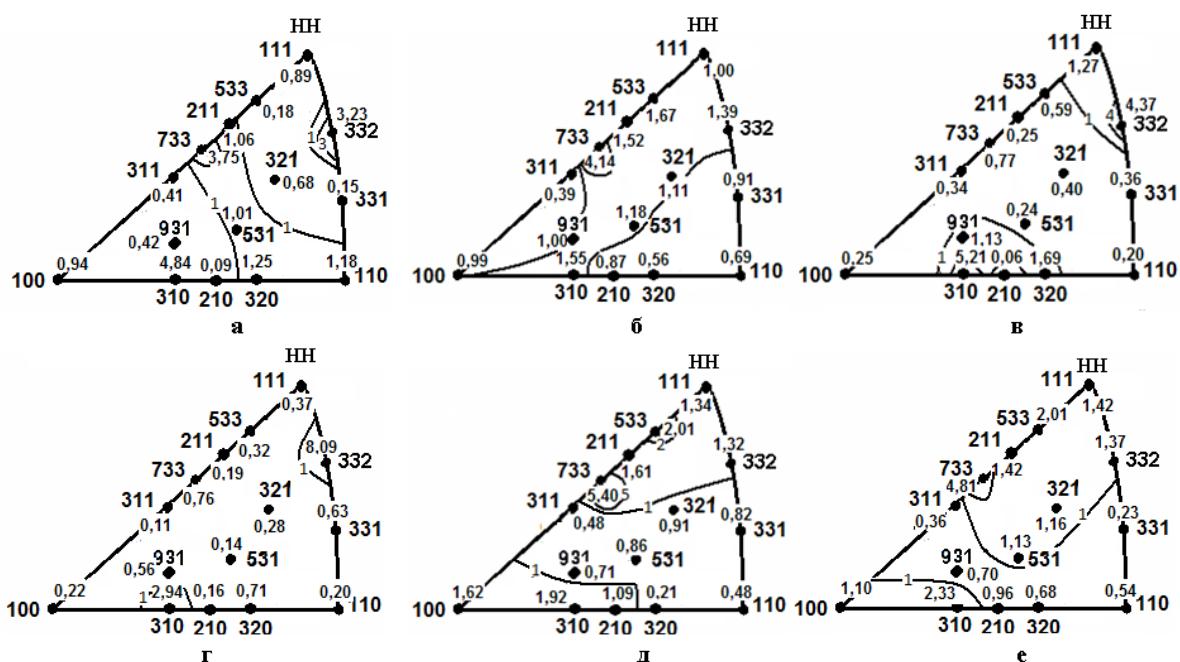


Рис. 1. – ОПФ НН аустенита сталей 1, 2, 3. а, б, в – после прокатки на 50 %; г, д, е после прокатки на 71 %, соответственно

Текстура прокатки аустенита стали № 1 после прокатки на 50 % (рис. 1, а) имеет черты подобные текстуре металлов с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Основное отличие состоит в наличии относительно интенсивного максимума в полюсе $\langle 332 \rangle$. Этот максимум большей или меньшей интенсивности присутствует и на остальных ОПФ НН аустенита исследуемых сталей после прокатки. Образование этого максимума связано с двойникованием [4, 5]. Наличие двойников подтверждается на наших снимках микроструктуры (рис. 2).

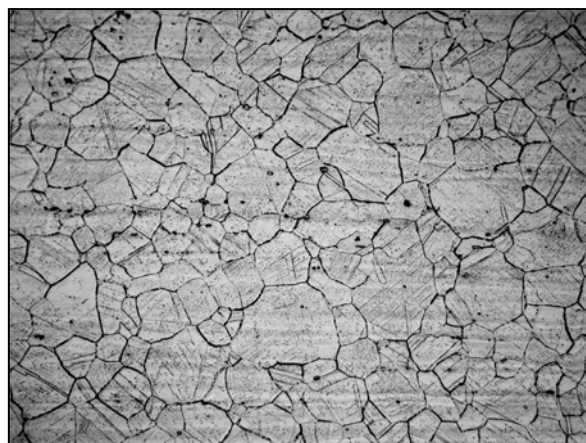


Рис. 2. – Микроструктура трубного образца из стали № 1. Снято на микроскопе «Неофот – 32». Увеличение $\times 200$

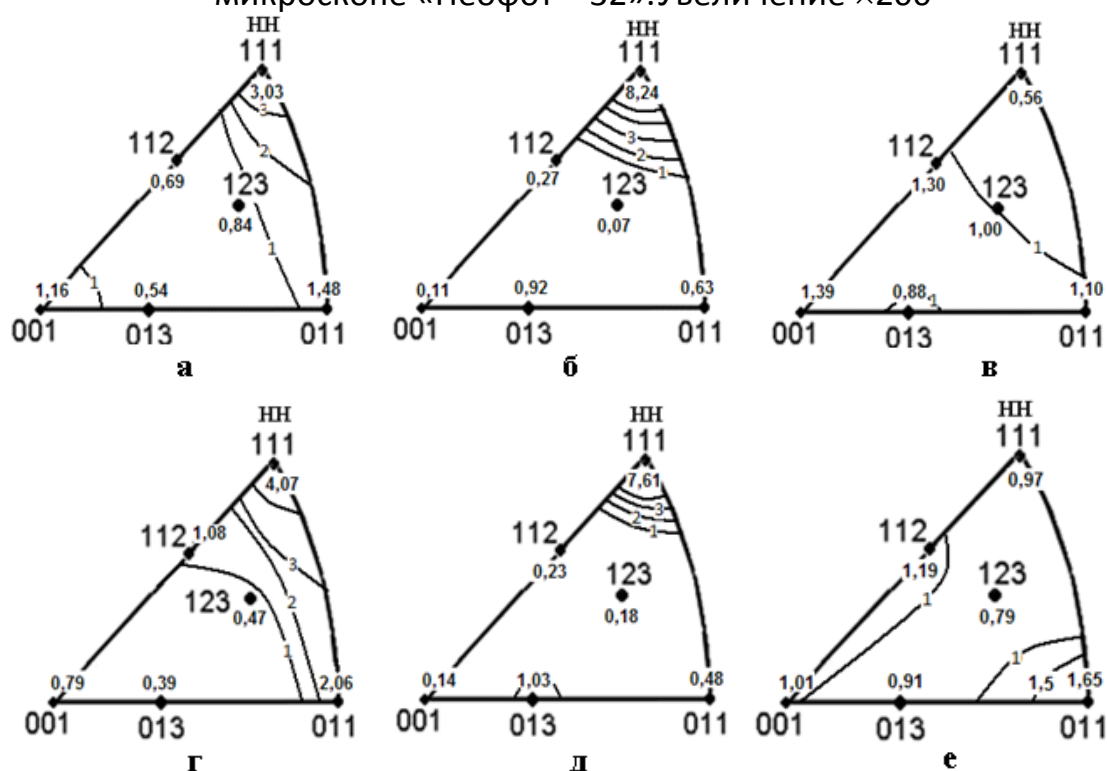


Рис. 3. – ОПФ НН мартенсита сталей 1, 2, 3. а, б, в – после прокатки на 50 %; г, д, е – после прокатки на 71 %, соответственно

В общем случае коэрцитивную силу можно представить как сумму составляющих, обусловленных кристаллографической магнитной анизотропией, возникающими при наличии дефектов кристаллической решетки внутренними упругими напряжениями, и измельчением кристаллов и их вытянутостью.

Текстура мартенсита в стали №1 может быть описана как комбинация ориентировок $\{001\}\langle 100 \rangle + \{110\}\langle 100 \rangle + \{111\}\langle 110 \rangle$ после деформации на 50% (рис. 3, а). Первый из вышеуказанных компонентов, связанный с динамической рекристаллизацией, исчезает после степени деформации 71 % стали

№1 (рис. 3, б). При такой текстуре, как показал расчет, характер кристаллографической магнитной анизотропии соответствует показанному в таблице 2 характеру анизотропии коэрцитивной силы для стали №1. С ростом степени деформации стали 1 увеличивается интенсивность деформационного мартенситного превращения, возрастают упругие напряжения и измельчение кристаллов. При этом, как видно в таблице 2, коэрцитивная сила растет, но характер анизотропии практически не изменился.

Из таблицы 2 видно, что коэрцитивная сила максимальна в стали №2. При этом ее анизотропия минимальна. На рис. 3 видно, что наиболее интенсивна текстура мартенсита в стали №2. Это обусловлено, вероятно, интенсивным деформационным мартенситным превращением в процессе горячей деформации в стали №2. Текстура мартенсита стали №2 может быть описана как $\{111\}\langle 110 \rangle$. Расчет показал, что при такой текстуре кристаллографическая магнитная анизотропия минимальна. В то же время, весьма вероятно возникновение упругих напряжений и измельчение кристаллов в процессе деформационного мартенситного превращения в стали №2. В результате вклад всех вышеупомянутых факторов обусловил высокое значение коэрцитивной силы в стали №2.

При прокатке стали № 3 деформационное мартенситное превращение играет незначительную роль, поскольку интенсивность текстуры мартенсита по сравнению со сталями № 1 и №2 минимальна. Это проявляется также при измерении коэрцитивной силы в стали №3.

Интенсивность образования мартенсита деформации и, соответственно, величина коэрцитивной силы в определенной степени определяется влиянием химического состава, если принять во внимание так называемый никелевый эквивалент. Никелевый эквивалент $Ni_{\text{ЭКВ}}$ является количественной мерой интенсивности образования мартенсита деформации и может быть вычислен по соотношению [1]

$$Ni_{\text{ЭКВ}}, \% = \%Ni + 0,65\%Cr + 0,98\%Mo + 1,05\%Mn + 0,35\%Si + 12,6\%C. \quad (4)$$

Магнитные свойства стали определяются объемным содержанием ферромагнитной фазы. Объемное содержание различных ориентировок кристаллов, в свою очередь, пропорционально полюсной плотности на ОПФ [4]. В таком случае суммарное значение полюсной плотности на ОПФ мартенсита сталей будет характеризовать объемное содержание ферромагнитной фазы, ответственной за коэрцитивную силу. Величины никелевого эквивалента исследуемых сталей, рассчитанных по соотношению (4), представлены в таблице 3.

Проведенный нами корреляционный анализ позволил выявить значимые линейные корреляционные связи с коэффициентами надежности аппроксимации не менее 0,9 между величинами никелевого эквивалента и

суммарным значением полюсной плотности на ОПФ мартенсита. Видно (таблица 3), что минимальное объемное содержание ориентировок мартенсита соответствует минимальному значению никелевого эквивалента в стали №3. При этом максимальному значению никелевого эквивалента соответствует максимальная величина суммарной полюсной плотности стали №2 и минимум анизотропии.

Таблица 3 – $Ni_{\text{экв}}$ и суммарная полюсная плотность $\sum P_{hkl}$ на ОПФ мартенсита на рис. 2

№ образца стали	$Ni_{\text{экв}}$	$\sum P_{hkl}$	$\sum P_{hkl}$
		$\varepsilon=50\%$	$\varepsilon=71\%$
1	18,5	7,73	8,87
2	21,5	10,25	9,67
3	12,2	6,23	6,51

Вывод.

1. Исследована кристаллографическая текстура, микроструктура и коэрцитивная сила сталей со структурой метастабильного аустенита после горячей прокатки на 50 и 71 % по толщине.

2. Основное отличие текстуры аустенита от типичной текстуры прокатки ГЦК металлов состоит в наличии связанного с двойникованием максимума в полюсе $\langle 332 \rangle$ на ОПФ НН после горячей прокатки аустенитно-нестабильных сталей

3. Имеют место значимые линейные корреляционные связи с коэффициентами надежности аппроксимации не менее 0,9 между значениями никелевого эквивалента сталей и величинами суммарной полюсной плотности на ОПФ НН мартенсита сталей со структурой нестабильного аустенита после горячей прокатки на 50 и 71 % по толщине.

3. Текстура мартенсита характеризуется наличием сильных максимумов в полюсе $\langle 111 \rangle$ на ОПФ НН в сталях № 1 и №2. Коэрцитивная сила и интенсивность текстуры $\{111\}$ параллельно плоскости прокатки максимальны в стали №2, что соответствует максимальному значению никелевого эквивалента. При этом анизотропия стали №2 минимальна.

5. Интенсивность текстуры мартенсита, коэрцитивная сила и никелевый эквивалент минимальны в стали №3, что соответствует минимальному значению никелевого эквивалента.

6. Максимум интенсивности текстуры мартенсита, коэрцитивной силы имеют место для стали №2 с максимальным значением никелевого эквивалента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Нижник С.Б., Дмитриева Е.А. О структурной зависимости параметров деформирования и трещиностойкости метастабильных аустенитных сталей // Проблемы прочности. – 2012. – №3. – С. 97-112.
2. Глушец А.М., Капуткина Л.М., Бернштейн М.Л. Влияние горячей деформации аустенита на образование мартенсита деформации в сталях // Изв. Вузов, Черная металлургия. – 1980. – №5. – С. 99-103.
3. Gorkunov E.S., Savrai R.A., Makarov A.V., Zadvorkin S.M. Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015 – Issue 2. – P. 6-15.
4. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
5. Singh C.D., Ramaswamy V. Development of rolling textures in an austenitic stainless steel // Textures and Microstructures. – 1992. – Vol. 19. – pp. 101-121.

УДК 669.02/09:519.28

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОЧИСТКИ ОТВЕРСТИЙ МАЛОГО ДИАМЕТРА В ДЕТАЛЯХ ЭЛЕМЕНТОВ ГИДРАВЛИЧЕСКОГО ПРИВОДА

А.Г. Ясев

кандидат технических наук, профессор кафедры прикладной математики и вычислительной техники, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина, e-mail: navid@metal.dmeti.dp.ua

Аннотация. Описано использование системы математического моделирования, которая включает математическое моделирование, разработку конструктивно-технологических предложений и оптимизацию параметров оснастки, при создании технологической оснастки для очистки отверстий малого диаметра в деталях гидравлического привода.

Ключевые слова: моделирование, очистка, отверстие, деталь, гидромашины.

MODELING OF CLEANING HOLES WITH SMALL DIAMETERS IN DETAILS OF ELEMENTS OF HYDRAULIC MACHINES

Alexander Yasev

Ph.D., Professor of the Department of Applied Mathematics and Computer Science of the National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, e-mail: navid@metal.dmeti.dp.ua