

Глотка Т.А., Ольшанецкий В.Ю., Шевченко В.Г., Джуган А.А. Підвищення властивостей складнолегованого титанового сплаву VT25U шляхом об'ємного структуривання із застосуванням інтенсивної пластичної деформації

Досліджено вплив попередньої термічної обробки складнолегованого титанового сплаву VT25U на деформівність у процесі інтенсивної пластичної деформації. Визначені оптимальні технологічні режими структуривання, що забезпечують формування в складнолегованих титанових сплавах субмікросталічної структури.

Ключові слова: роторні деталі, сплав VT25U, термообробка, інтенсивна пластична деформація, субмікросталічна структура.

Glotka T., Olshanetskiy V., Shevchenko V., Dzhugan A. Improving properties of complexly titanium alloy VT25U by volume structuration using severe plastic deformation

The effect of preliminary heat treatment on the deformability during severe plastic deformation of the complex-titanium alloy VT25U was investigated. The optimal structuring process conditions to ensure the submicrocrystalline structure formation of a complexly titanium alloys is determined.

Key words: rotary details, alloy VT25U, heat treatment, severe plastic deformation, submicrocrystalline structure.

УДК 669.15'295

Канд. техн. наук Е. А. Черноиваненко

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепрпетровск

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ФРОНТА $\gamma \rightarrow \alpha$ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИИ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ α -СТАБИЛИЗАТОРАМИ

Выявлены закономерности формирования фронта превращения в высоколегированных железных сплавах в процессе обезуглероживания. Проанализировано влияние основного легирующего элемента (вольфрама) на морфологию фронта перекристаллизации при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращении, вызванного диффузионным изменением состава в изотермических условиях.

Ключевые слова: фронт перекристаллизации, трансформация, ячеистый рост, обезуглероживание, железные сплавы.

Введение

Профиль фронта превращения является важной характеристикой процесса роста кристаллов и зависит от теплофизических условий на фронте, концентрации легирующих элементов и примесей. Трансформация ровного фронта превращения в ячеистый, а затем дендритный является одним из наиболее фундаментальных и важных явлений затвердевания, которая во многом определяет структурное совершенство материала.

Закономерности изменения морфологии фронта кристаллизации при медленных скоростях движения фронта $\sim 10^{-7}$ – 10^{-4} м/с интенсивно изучалась с начала 50-х годов В. Тиллером, В. Чалмерсом, Дж. Раттером. Ими создана теория концентрационного переохлажде-

ния на основе представлений о диффузионном перераспределении компонентов сплава в расплаве вблизи границы расплав-кристалл [1]. Эта теория в дальнейшем была развита в модели линейной устойчивости Маллинза и Секерки [2, 3], а также Кориелла и Секерки [4, 5], которая позднее была обобщена на нелинейную область Дэвисом [6]. Авторы установили, что ячеистая структура межфазной границы возникает в случае, когда межфазная поверхность становится нестабильной по отношению к волновым искажениям. Эта модель была разработана для плоского и сферического случаев, а также при образовании ячеистого фронта в процессе направленной кристаллизации, который определяет сегрегацию примесей и дислокационную структуру кристалла. В середине 80-х Трайведи и Курц [7, 8], не

выходя за рамки теплодиффузионного механизма перераспределения компонентов бинарного сплава вблизи границы расплав-кристалл, расширили модель Маллинза-Секерки для высоких скоростей движения этой границы $\sim 10^{-3}$ м/с и выше. Теория Маллинза и Секерки получила подтверждение во многих экспериментальных работах и числовых решениях соответствующей диффузионной задачи, например [9, 10].

Явление трансформации ровного фронта в ячеистый наблюдали авторы работ [11, 12] при $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации науглероживаемых сплавов Fe-Si, что объяснялось эффектом концентрационного пересыщения феррита углеродом, аналогичным концентрационному переохлаждению при кристаллизации сплавов.

Проведение литературного анализа показало, что публикаций, посвященных вопросам трансформации плоского фронта превращения при перекристаллизации, недостаточно [13], что вызывает необходимость проведения дополнительных исследований.

Целью работы являлось изучение влияния легирующих элементов на морфологию образующегося фронта перекристаллизации при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращении в процессе обезуглероживания в высоколегированных железных сплавах, легированных по принципу быстрорежущих сталей.

Материалы и методика исследования

Материалом исследований послужил литой сплав типа 20P18, выплавленный на основе стандартной стали P18 с добавлением углерода до $\sim 2\%$ по массе в печи сопротивления с графитовым нагревателем. Для защиты расплава от окисления и науглероживания в тигель во время плавки непрерывно подавали очищенный аргон. Обезуглероживание исследуемого сплава 20P18 осуществляли в течение 1,5 часа при температуре 1050 °C на первой стадии и 2 часов при температуре 1200 °C на второй стадии в среде влажного водорода в лабораторной установке.

Металлографические исследования проводили на микроскопе «Неорфот-21». Распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими изучаемых сплавов анализировали с помощью растрового электронного микроскопа-микроанализатора РЭММА-102-02. Исследования проводили в режиме вторичных (SEI) и отраженных (BEI) электронов.

Теория и анализ полученных результатов

Легирующие элементы оказывают существенное влияние на процессы структурообразования при диффузионном изменении состава. Как показали результаты экспериментальных исследований, в процессе обезуглероживания опытного сплава 20P18 наблюдается трансформация фронта перекристаллизации в ячеистый и превращение столбчатых ферритных зерен в разветвленные дендриты. Анализ изотермического сечения диаграммы состояния Fe-W-C при температуре обработки (рис. 1) позволил предположить, что причи-

на неустойчивости фронта $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения связана с межфазным перераспределением основного легирующего элемента (вольфрама) в соответствии с условиями равновесия. Диффузионная ферритизация поверхностного слоя исследуемых сплавов сопровождается межфазным перераспределением атомов вольфрама между материнскими фазами и растущей α -фазой, вследствие чего формируется химическая неоднородность, которая отражается на характере структуры переходной зоны.

Трансформация фронта перекристаллизации обусловлена различными равновесными концентрациями вольфрама на межфазной границе в первую очередь в аустените и растущей α -фазе, а также в карбиде. Вольфрам является α -стабилизатором, поэтому его равновесное содержание в феррите будет большим, чем в аустените. Таким образом, обеднение углеродом опытного сплава в область трехфазного равновесия феррит-аустенит-карбид M_6C приводит к увеличению разности между равновесными концентрациями вольфрама в этих фазах (рис. 1). Согласно изотермическому сечению диаграммы состояния Fe-W-C, самое большое его содержание в карбиде M_6C ($\sim 75\%$), меньшее – в феррите ($\sim 10\%$) и самое маленькое – в аустените ($\sim 7\%$). Следовательно, $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращение при обезуглероживании изучаемого сплава сопровождается перераспределением вольфрама между фазами. Для того чтобы процесс роста диффузионного слоя, движущегося вместе с межфазной границей был стационарным, т. е. чтобы перераспределение компонентов описывалось уравнением Лапласа относительно начала координат, размещенного на движущейся границе $\alpha \rightarrow \gamma$, необходимо, чтобы среднее содержание вольфрама в растущем феррите было промежуточным между исходным содержанием его в аустените и карбиде M_6C .

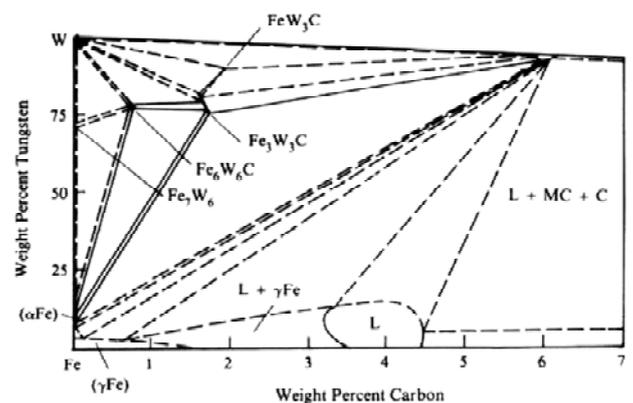


Рис. 1. Схема изотермического разреза тройной диаграммы состояния Fe-W-C при температуре 1200 °C [14]

Структуру переходной зоны дендритной морфологии сплава 20P18 после двухстадийного обезуглероживания фиксировали закалкой в воде. На микроструктуре наблюдаются три слоя (рис. 2, а). Внешний светлый слой (зона 1) представляет собой мартенсит, твердость

которого повышенная и составляет ~ 9500 МПа, далее следует область распада аустенита, которая имеет повышенную травимость, указывающую на высокую дисперсность продуктов распада (зона 2). Зона 2 формируется по мере снижения содержания углерода в процессе обезуглероживания, твердость в связи с этим уменьшается до ~ 8200 МПа. Сердцевинный участок дендрита (зона 3) представляет собой феррит, непрерывно связанный с поверхностным слоем (твердость ~ 4000 МПа). Матрицей является тонкодифференцированная аустенитно-карбидная эвтектика (зона 4), т. е. бывшие жидкие участки при обезуглероживании в жидко-твердом состоянии, показатели твердости наивысшие и составляют ~ 10200 МПа.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что процесс роста ферритного слоя с поверхности изделия является стационарным (квазистационарным), поскольку химико-термическая обработка не приводит к изменению содержания основного легирующего элемента в сплаве (рис. 2, б–д, таблица 1). Содержание вольфрама в феррите сплава 20P18 после обезуглерожива-

ния по двум стадиям практически не отличается от исходного содержания в аустените.

Использование стереометрического анализа, заключающегося в проведении серии последовательных шлифовок участков фронта $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращения (рис. 3) и построении 3D-реконструкции (рис. 4), позволило утверждать, что участки феррита в переходной зоне образца являются сечениями ветвей дендрита от поверхностного ферритного слоя, т. е. ферритная фаза является непрерывной.

Таблица 1 – Распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в обезуглероженном сплаве 20P18

№ спектра	W	Fe	Cr	V	Mo
Спектр 1	12,28	81,47	3,61	1,05	1,07
Спектр 2	14,31	79,39	3,62	1,23	1,08
Спектр 3	13,44	80,33	3,60	1,10	1,03

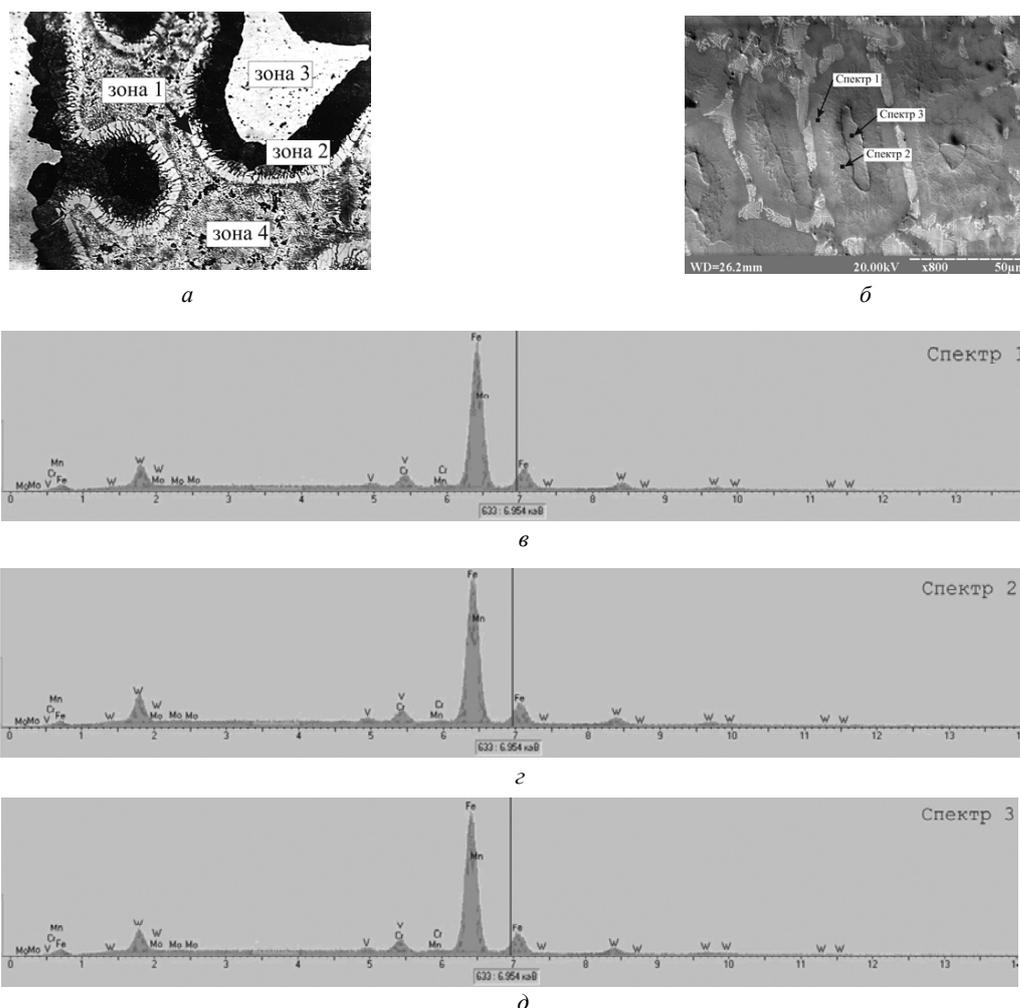


Рис. 2. Анализ переходной зоны обезуглероженного сплава 20P18:

а – микроструктура, *б* – электронномикроскопическое изображение в отраженных электронах, *в–д* – спектры излучения, исследуемых фаз и структурных составляющих; *а* – $\times 400$, *б* – $\times 800$

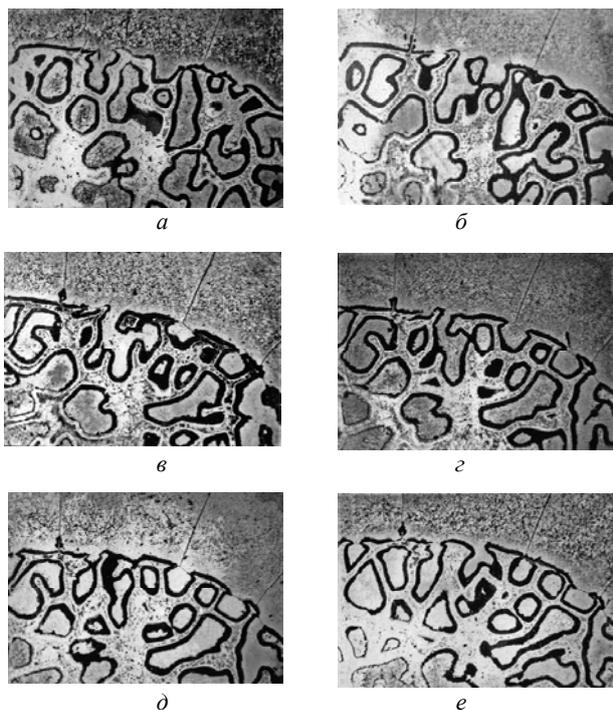


Рис. 3. Микроструктура послідовально шліфуваного участка фронту $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращения при обезуглероживании сплава 20P18; шаг шліфовок – ~8 микрон; $\times 125$

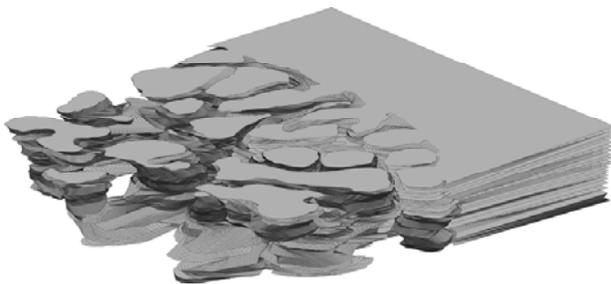


Рис. 4. 3D-реконструкція фронту перекристалізації в процесі обезуглероживання

Выводы

Установлено, що при стаціонарному рості ферритного слоя в процесі обезуглероживання залізних сплавів, легированих по принципу быстрорежущих сталей, перед фронтом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения существует градиент концентрации основного легирующего элемента, обусловленный термодинамической особенностью строения изотермического сечения диаграммы состояния Fe-W-C, что вызывает перераспределение компонентов впереди фронту перекристалізації.

Чорноіваненко К. О. Дослідження морфології фронту $\gamma \rightarrow \alpha$ перекристалізації при знеуглецюванні залізних сплавів, легованих α -стабілізаторами

Виявлено закономірності формування фронту перетворення у високолегованих залізних сплавах у процесі знеуглецювання. Проаналізовано вплив основного легувального елемента (вольфраму) на морфологію фронту перекристалізації при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ перетворенні, викликаного дифузійною зміною складу в ізотермічних умовах.

Микрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що дифузійне обезуглероживання не приводить до змініювання содержания легирующих элементов в сплаве.

Список литературы

1. Tiller W. A. The Redistribution of Solute Atoms during the Solidification of Metals / W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Ruter, B. Chalmers // *Acta Met.* – 1953. – Vol. 1. – P. 428–437.
2. Mullins W. W. Stability of a planar interface during solidification of a dilute binary alloy / W. W. Mullins, R. F. Sekerka // *J. Appl. Phys.* – 1964. – № 35. – P. 444–451.
3. Sekerka R. F. A stability function for explicit evaluation of the Mullins-Sekerka interface stability criterion / R. F. Sekerka // *J. Appl. Phys.* – 1965. – Vol. 36. – №1. – P. 264–268.
4. Coriell S. R. Cellular Growth During Directional Solidification / S.R. Coriell, G.B. McFadden, R.F. Sekerka // *Ann. Rev. Mater. Sci.* – 1985. – Vol. 15. – P. 119–145.
5. Coriell S. R. Morphological stability / S. R. Coriell, G. B. McFadden // *Handbook of CrystalGrowth.* – Amsterdam: Elsevier. – 1993. – Vol. 1a. – P. 785–857.
6. Davis S. H. Theory of Solidification / S. H. Davis. – Cambridge : Cambridge University Press, 2001. – 385 p.
7. Trivedi R. Morphological Stability of a Planar Interface under Rapid Solidification Conditions / R. Trivedi, W. Kurz // *Acta Met.* – 1986. – Vol. 34. – № 8. – P. 1663–1670.
8. Kurz W. Theory of microstructural development during rapid solidification / W. Kurz, B. Giovanola, R. Trivedi // *Acta Metall.* – 1986. – Vol. 34. – P. 823–830.
9. Weeks J. D. Stability and shapes of cellular profiles in directional solidification: expansion and matching methods / J. D. Weeks, W. J. Saarloos // *Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 112. – P. 244–282.
10. Billia B. Pattern formation in crystal growth / B. Billia, R. Triverdi // *Handbook of crystal growth*, D. Hurler, Ed. – 1993. – Vol. 1b. – P. 899–1073.
11. Бунин К. П. Исследование перекристалізації при дифузійному змініювання содержания углерода в железных сплавах / К. П. Бунин, В. И. Мовчан, В. В. Никифорова // *Изв. ВУЗов. Черная металлургия.* – 1977. – № 2. – С. 106–109.
12. Мовчан В. И. Влияние примеси на перекристалізіацию при змініювання содержания углерода в железных сплавах / В. И. Мовчан, В. В. Владимірова // *Изв. АН СССР. Металлы.* – 1988. – № 6. – С. 52–56.
13. Мовчан А. В. Формы ячеистого фронту $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристалізації при науглероживании ферритных сплавов железа / А. В. Мовчан // *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. научн. тр. – Днепропетровск: ПГАСА. – 2009. – Вып. 48. – Ч. 2. – С. 3–5.
14. Raynor G. V. Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys / G. V. Raynor, V.G. Rivlin // *The Institute of Metals, London.* – N 4. – 1988. – 485 p.

Одержано 22.10.2013

Ключові слова: фронт перекристалізації, трансформація, коміркове зростання, знеуглецювання, залізні сплави.

Chernoivanenko E. Research of morphology of the front $\gamma \rightarrow \alpha$ recrystallization of α - stabilizers alloyed iron alloys by decarburization

The regularities of formation of the transformation front in highly-alloyed iron alloys by decarburization were found. The influence of main alloying element (tungsten) on the morphology of recrystallization front at $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ transformation by diffusion change in isothermal conditions has been analyzed.

Key words: recrystallization front, transformation, cellular growth, decarburization, iron alloys.

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ РАЗВИТИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Стали с различным содержанием никеля имеют разную степень устойчивости аустенита в отношении развития мартенситного превращения при деформации сжатием. Показано, что при определенных давлениях аустенит может преобразовываться как в α' - мартенсит, так и предшествующий его появлению промежуточный ε - мартенсит. Экспериментально доказано, что образующийся парамагнитный ε - мартенсит характеризуется меньшим значением магнитной восприимчивости, чем материнская фаза, т. е. аустенит. Предложена термодинамическая модель развития мартенситных превращений в зависимости от давления.

Ключевые слова: сталь, деформация, аустенит, ε - мартенсит, α' - мартенсит, магнитная восприимчивость, энергия Гиббса.

Хромо-никелевые аустенитные стали различного химического состава обладают хорошими физическими и служебными свойствами, что обуславливает их широкое применение в промышленности. При этом большинство свойств определяется состоянием аустенита и степенью его предрасположенности к фазовым превращениям. Так, например, в [1] установлено, что аустенит сталей типа 08X18H10T, деформированных сжатием до начала фазовых превращений, характеризуется повышенной скоростью коррозии. В наших исследованиях [2, 3], как и в работах [4, 5], вследствие деформационных воздействий на аустенит при определенных содержаниях никеля наблюдалось формирование ε - и α' - мартенситных фаз. Поскольку образование мартенсита при таких силовых воздействиях присуще сталям с различным содержанием никеля, представляет теоретический и практический интерес выяснить, при каких содержаниях Ni аустенит при деформации (например, сжатием) предрасположен к формированию такого рода мартенситных фаз (с учетом последовательности их формирования) и найти тот критерий, который позволил бы однозначно указать условия структурного изменения аустенита.

С точки зрения фундаментальной физики, хромо-никелевые стали еще интересны и тем, что в них на-

блюдается сложная последовательность фазовых переходов, которая включает в себя и магнитоструктурные изменения. На основании целого ряда исследований [2, 3, 6, 7], мы полагаем, что достаточно надежным критерием, позволяющим сделать первые реальные шаги в проявлении деталей структурных изменений при таких переходах, является магнитная восприимчивость χ , поведение которой сильно зависит от факторов воздействия (температура и давление) на материал.

В результате исследований по обнаружению образования первых порций ε - и α' - мартенсита при пластической деформации аустенита в различных по содержанию Ni сталях, предложена система классификации состояний аустенита по предрасположенности к мартенситному превращению: стабилизированное, умеренно нестабильное и крайне нестабильное состояния [8].

Зависимости магнитной восприимчивости $\chi = \chi(1/H, D)$, где H – магнитное поле, сильно влияющее на величину χ при зарождении и накоплении α' - ферромагнитного мартенсита, D – одноосная пластическая деформация (сжатие), рассчитанная с учетом толщин до (d_0) и после (d) деформации образцов ($D = (d_0 - d)/d_0 \cdot 100\%$), были получены с использованием автоматизированной магнитометрической установки [9]. Сталь 10X23H18 (со стабилизированным