

УДК 669.15-194.56

DOI 10.17073/0021-3438-2015-1s-40-45

ПРОВОЛОКА ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МАТРИЦЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

© 2015 г. Л.А. Мальцева, А.В. Левина, Д.С. Тюшляева,
М.П. Третникова, В.А. Мальцев

Уральский федеральный университет (УрФУ)
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург
ООО «УГМК-Холдинг», г. Верхняя Пышма

Исследован комплекс механических свойств проволоки из мартенситно-старееющей, аустенитной и аустенитно-ферритной сталей при пластической деформации и старении с пределом прочности ~2500 МПа, сохраняющимся после кратковременного (несколько минут) нагрева до 550 °С, с целью изучения поведения проволоки из указанных сталей в качестве волокон для композиционных материалов.

Ключевые слова: армирование, матрица, релаксационная стойкость, прочность связи, удельная прочность, удельная жесткость, композит.

There was researched complex of mechanical properties of wire from maraging, austenitic-and austenitic-ferritic steels under plastic deformation and ageing with maximum strength ~2500 MPa, remaining after short-term (a few minutes) heating up to 550 °C for the purpose of investigation of wire behavior from said steels as fibers for composite materials.

Keywords: reinforcement, matrix, relaxation resistance, bond strength, specific tenacity, modulus to density, composite.

Введение

Значительный интерес к армированию материалов волокнами металлов и сплавов объясняется их потенциально высокой конструктивной эффективностью, большой величиной удельной прочности и жесткости, а также сопротивлением усталостному разрушению. Одним из наиболее экономичных типов упрочняющих волокон в композиционных материалах (КМ) является металлическая проволока, которая по сравнению с другими волокнами более технологична. Ее производство на основе метода волочения представляет собой хорошо отлаженный технологический процесс.

С помощью текстильных методов проволока тон-

ких сечений может быть переработана в сетки, используемые для упрочнения КМ [1]. Проволока может быть также переработана на дискретные волокна (сечку), предназначенные для получения литых КМ. Один из оригинальных способов введения дискретных волокон в тигель с расплавленным металлом, находящимся в печи, приведен в работе [2]. В качестве упрочнителей могут быть использованы стальные волокна и другие виды полуфабрикатов [3, 4].

Положительной особенностью высокопрочных материалов, вводимых в композит методами жидкофазных технологий, наряду с другими отличиями, является их теплостойкость. Применение жидко-

Мальцева Л.А. — докт. техн. наук, профессор кафедры металловедения УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: mla44@mail.ru.

Левина А.В. — аспирантка этой кафедры. E-mail: for_anutochka@mail.ru; for_lav@mail.ru.

Тюшляева Д.С. — аспирантка этой кафедры. E-mail: d.tyushlyaeva07@net-ustu.ru.

Третникова М.П. — аспирантка этой кафедры. E-mail: tretnikova_masha@mail.ru.

Мальцев В.А. — зам. техн. директора ООО «УГМК-Холдинг» (624091, Свердловская обл., г. Верхняя Пышма, ул. Ленина, 1). E-mail: v.a.maltsev@urfu.ru.

фазных технологий для получения подобных композиций предполагает кратковременный нагрев проволоки из данной стали до температур 550—580 °С. Поэтому для упрочнения КМ часто используется проволока из теплостойких коррозионно-стойких сталей.

В проведенном нами исследовании были выбраны 3 марки практически безуглеродистых коррозионно-стойких сталей мартенситно-старяющего, аустенитного и аустенитно-ферритного классов, обладающие высокой технологичностью, пластичностью и сохраняющие высокие прочностные свойства при кратковременной нагреве до 550—600 °С. Это обстоятельство позволило ожидать, что волокна из исследуемых сталей можно будет вводить в матрицу из алюминиевых сплавов без существенной потери прочности. Свойства композиционных материалов в основном зависят от физико-механических характеристик компонентов и прочности связи между ними. Рассматриваемые проволоки успешно опробованы при изготовлении композиций из сплавов на алюминиевой основе.

Цель работы — изучение процессов, протекающих в исследуемых сталях при деформации и старении, а также их механических и физических свойств при холодной пластической деформации и последующем нагреве.

Материалы и методики исследования

Для исследования были взяты следующие стали: мартенситно-старяющая ЗИ90-ВИ (03X12Н8К5М2ЮТ), аустенитная (03X14Н11К5М2ЮТ) и аустенитно-ферритная дуплекс (03X13Н10К5М2Ю2Т). Все стали практически безуглеродистые, на Fe—Cr—Ni-основе, дополнительно легированы ферритообразующи-

ми элементами — Cr (от 12,0 до 14,0 %) и Al (от 0,25 до 2,0 %) — и аустенитообразующим элементом Ni (от 8,0 до 11,0 %), что привело к формированию сталей различных структурных классов.

Опытные слитки, выплавленные в высокочастотной печи емкостью 60 кг, ковали на прутки сечением 50×50 мм, а после зачистки прокатывали в катанку 8,00 мм. Температура начала и концаковки составляла соответственно 1150 и 850 °С, а при прокатке — 1000 и 800 °С.

Температура термообработки для всех исследуемых сталей составляла 950—1100 °С. Для них был выбран единичный маршрут волочения с величиной частных обжатий 17—19 %. По маршруту волочения отбирали образцы для испытаний механических свойств (σ_B , δ , ψ), которые проводили на каждом размере трехкратно. При определении предела упругости и в испытаниях на релаксацию напряжений применяли методику, описанную в работе [5], однако существуют и другие методики, которыми также можно воспользоваться [6].

Микроструктурные исследования выполняли на оптическом микроскопе OLYMPUS JX-51 при увеличении 500 \times .

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 1 приведена микроструктура исследуемых сталей после закалки от 950 °С. Структура мартенситно-старяющей стали представляет собой массивный, или реечный, мартенсит (рис. 1, а), в то время как у аустенитной стали наблюдаются аустенитные зерна полиэдрической формы с большим числом двойников отжига (рис. 1, б). Структура аустенитно-ферритной стали (рис. 1, в) состоит из двух фаз с различной твердостью (прочностью), что

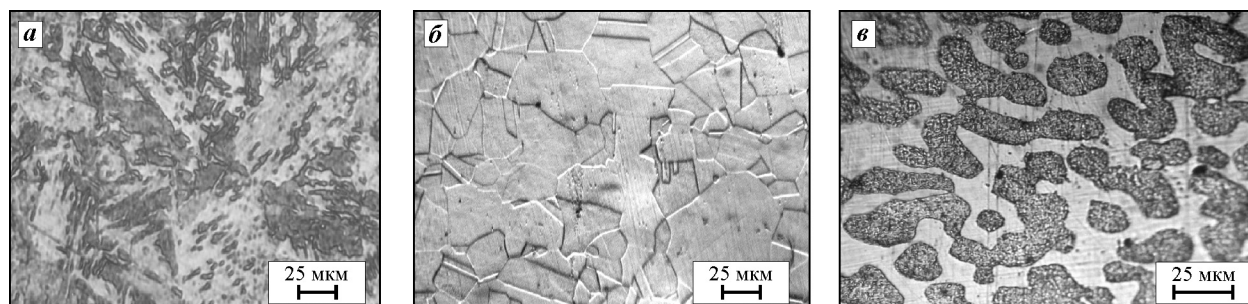


Рис. 1. Микроструктура закаленных от 950 °С исследуемых сталей

а — мартенситно-старяющая сталь ЗИ90-ВИ; б — аустенитная сталь 03X14Н11К5М2ЮТ; в — аустенитно-ферритная сталь 03X13Н10К5М2Ю2Т

Механические свойства закаленных исследуемых сталей

Сталь	Механические свойства					Фазовый состав, %	
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	Число скручиваний ($n_{скр}$)	ОЦК	ГЦК
ЗИ90-ВИ 03X12H8K5M2ЮТ	980	840	5	76	20–30	100	–
03X14H11K5M2ЮТ	540	245	63	83	88	–	100
03X13H10K5M2Ю2Т	940	780	12	73	90	50	50

обеспечивает относительно невысокую микротвердость (и прочность) закаленных аустенитно-ферритных сталей и является необходимым условием для достаточно хорошей пластичности этих сталей в закаленном состоянии. Таким образом, в закаленном состоянии все исследуемые стали обладают высокими пластическими свойствами. Механические свойства сталей различных структурных классов после закалки от 950 °С приведены в таблице.

Коэффициент упрочнения мартенситно-старяющих сталей при деформации весьма невелик и близок к упрочнению чистого железа. Низкий коэффициент упрочнения при холодной пластической деформации делает удобным проведение таких технологических операций производства проволоки и ленты, как волочение. При получении тонкой проволоки диаметром 0,1–0,2 мм можно применять большие степени деформации (свыше 90 %, или $e = 2,4$). При этом наблюдается высокое упрочнение при пластической деформации за счет значительного суммарного обжатия. На рис. 2 показаны кривые упрочнения при волочении проволоки всех изучаемых структурных классов.

Как следует из полученных данных, прочностные свойства проволоки из стали ЗИ90-ВИ диаметром 0,10 мм после волочения со степенью обжатия выше 92 % достигают $\sigma_B = 1550 \div 1600$ МПа (см. рис. 2, а). Пластические свойства наитончайшей проволоки оцениваются по отношению $P_{узн}/P_0$, где P_0 — разрывное усилие, $P_{узн}$ — разрывное усилие при разрыве проволочного образца с завязанным узлом. Практика показывает, что при $P_{узн}/P_0 \sim 50$ % пластичность проволоки удовлетворительная. В случае указанной деформации для мартенситно-старяющей стали пластичность ($P_{узн}$) наблюдалась не ниже 55 %.

При холодной пластической деформации волочением аустенитной стали (см. рис. 2, б) установлены чрезвычайно высокие пластичность и технологич-

ность практически безуглеродистой аустенитной стали за счет протекания как TWIP-, так и TRIP-эффектов, что позволяет применять в данном процессе чрезвычайно высокие степени обжатия. Это связано с особенностями легирования данной стали [7]. Благодаря ее высокой технологичности возможно существенно сократить число промежуточных смягчающих отжигов при производстве тонкой и тончайшей проволоки и увеличить суммарную величину обжатия как на промежуточных, так и на окончательном диаметрах проволоки [8]. Поэтому истинная деформация для исследуемой аустенитной стали равнялась $e = 2\ln(d_0/d_x) \approx 4,0$, что позволило получить прирост прочностных свойств при деформации примерно в 4 раза. Следует отметить, что структура этой стали после проведения столь высокой пластической деформации состояла практически из одной фазы — мартенсита деформации.

Деформация аустенитно-ферритной стали на готовом размере, как и в случае с мартенситно-старяющей сталью, составляла $e = 2\ln(d_0/d_x) = 2,4$, при этом $\sigma_B = 1800$ МПа; $P_{узн} = 48$ %. В связи с тем, что аустенит в аустенитно-ферритной стали является метастабильным, то после проведенной холодной пластической деформации структура этой стали состоит из 100 % ОЦК-фазы (50 % δ -феррита и 50 % вновь образованного мартенсита деформации из аустенита) [9].

Последеформационный нагрев всех рассматриваемых сталей приводит к распаду пересыщенного ОЦК-твердого раствора с выделением дисперсных интерметаллидных фаз, размер которых не превышает в условиях оптимального старения (обычно 500 °С) 8–10 нм. Однако, как показали проведенные электронно-микроструктурные исследования, интерметаллидные фазы, ответственные за упрочнение при старении, разные: Ni_3Ti в мартенситно-старяющей стали и упорядоченная фаза (Fe, Ni)Al типа B2 в аустенитной и аустенитно-ферритной сталях. Ки-

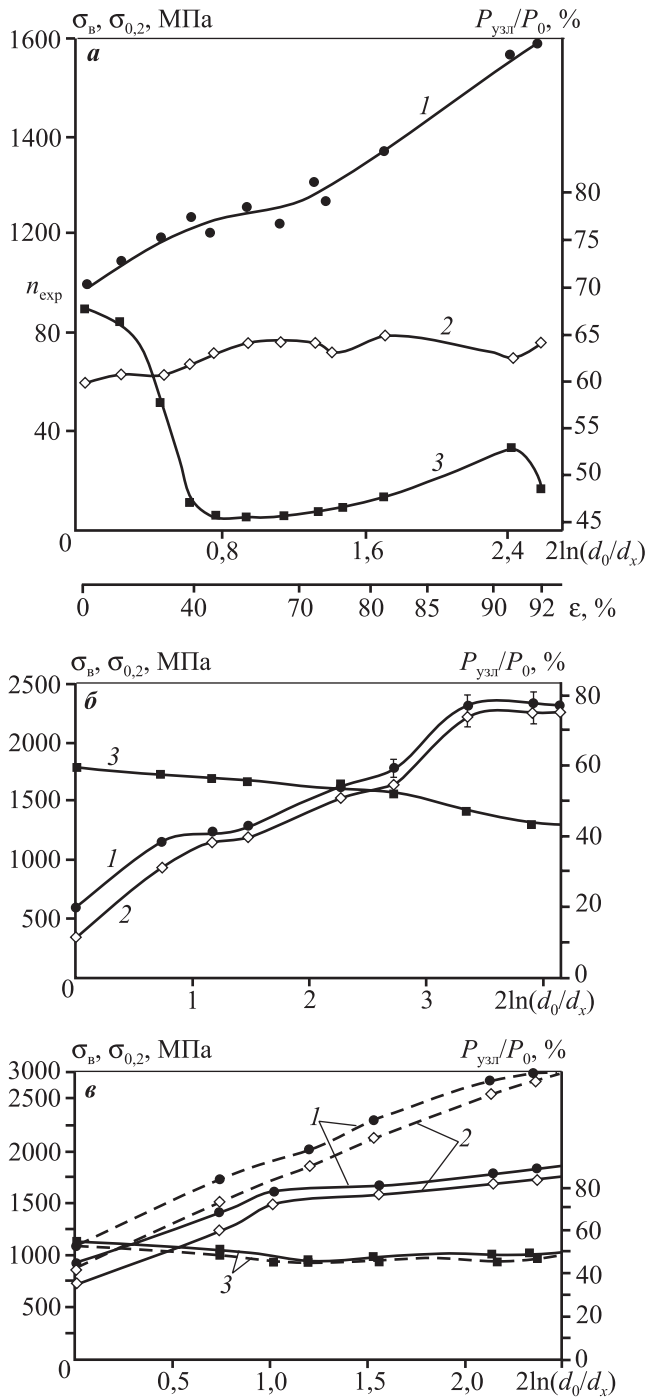


Рис. 2. Изменение прочностных свойств сталей при волочении на готовый размер
а – мартенситно-стареющая сталь ЗИ90-ВИ, протянутая с 0,4 до 0,10 мм
б – аустенитная сталь 03X14N11K5M2ЮТ при волочении с 1,0 до 0,10 мм
в – аустенитно-ферритная сталь 03X13N10K5M2Ю2Т, протянутая с 0,4 до 0,10 мм
1 – σ_B ; **2** – $\sigma_{0,2}$; **3** – P_{uzl}/P_0
 Сплошные линии – деформированные образцы
 штриховые – деформированные с последующим старением при 500 °С

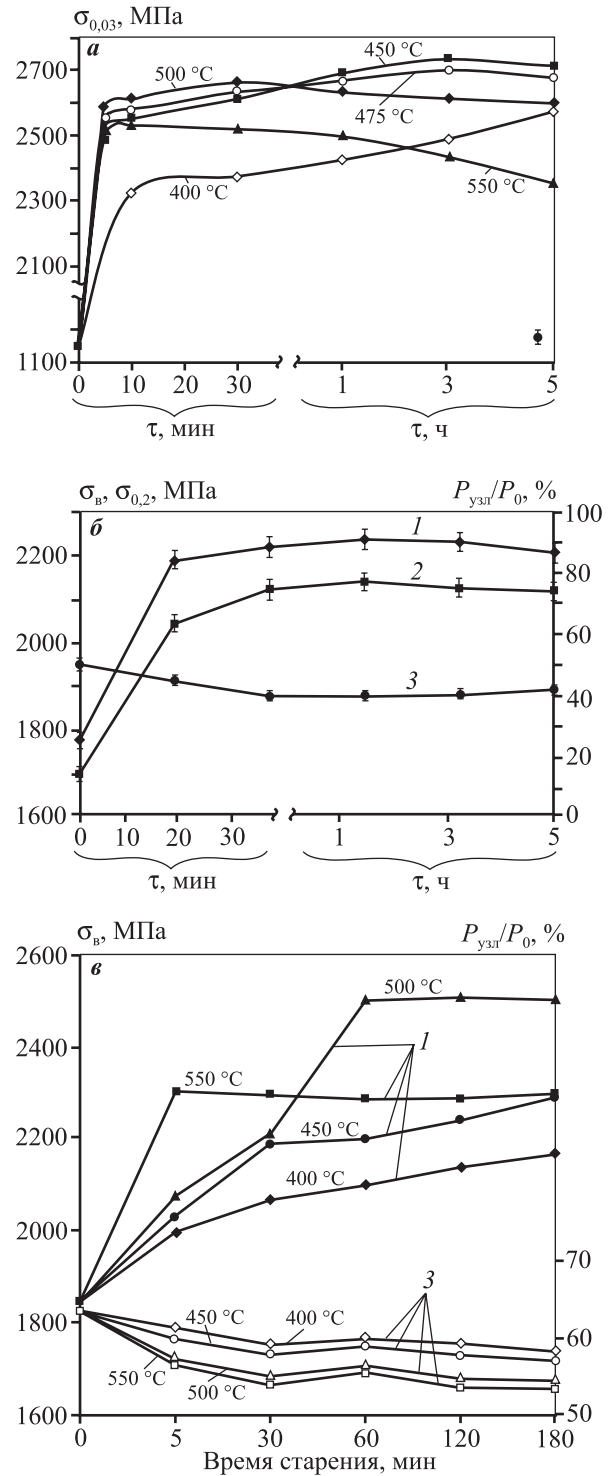


Рис. 3. Кинетика изменения механических свойств холоднотемпературной проволоки диаметром 0,10 мм в ходе старения при различных температурах
а – мартенситно-стареющая сталь ЗИ90-ВИ
б – аустенитная сталь 03X14N11K5M2ЮТ при $t = 550$ °С
в – аустенитно-ферритная сталь 03X13N11K5M2Ю2Т
1 – σ_B ; **2** – $\sigma_{0,2}$; **3** – P_{uzl}/P_0

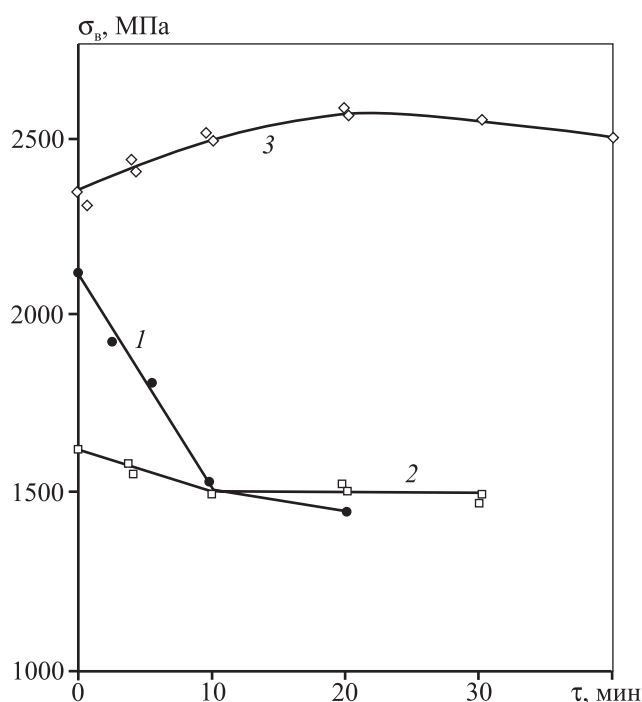


Рис. 4. Изменение прочности проволочных образцов различных марок сталей и сплавов во времени при $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$

1 – углеродистая сталь Ст80; 2 – титановый сплав ВТ6; 3 – мартенситно-старееющая сталь ЗИ90-ВИ

нетика изменения механических свойств изучаемых сталей в ходе старения при различных температурах (или температуре старения $550\text{ }^{\circ}\text{C}$) приведена на рис. 3. Видно, что кратковременный нагрев при температуре старения $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ для всех образцов не приводит к значительному разупрочнению, что предполагает возможность использования жидкофазных технологий для получения композиций «сталь – алюминиевый сплав». Проведенные релаксационные испытания [10] показали высокую релаксационную стойкость исследуемых сталей до температур $450\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$. Большой теплостойкостью обладает аустенитно-ферритная сталь 03X13N10K5M2Ю2Т.

В армированных материалах главное назначение волокон – нести нагрузку, а матрицы – в передачи ее волокнам и распределении между ними. Механические свойства КМ определяются прежде всего свойствами волокна, а затем уже – матрицы. Для достижения эффекта упрочнения нужно, чтобы волокна имели более высокие прочность и модуль упругости, чем матрица [11, 12].

Характер разрушения КМ во многом отличается от чистых металлов и сплавов. На кривых растяжения композита можно выделить три участка:

первый – соответствует упругому поведению как волокна, так и матрицы; на втором – волокно продолжает деформироваться упруго, а матрица ведет себя упругопластически; в пределах третьего участка и волокно, и матрица деформируются пластически. Если армирующие волокна способны деформироваться в матрице пластично, то относительное удлинение волокна при разрушении может превосходить экспериментальную величину ϵ_b , определенную на отдельных волокнах вне матрицы. Это объясняется наличием гидростатической компоненты напряжения, создаваемой боковым давлением, которое оказывает на волокна пластичная матрица, предотвращая этим шейкообразование на волокнах.

Поведение волокон из мартенситно-старееющей стали исследовалось в матрицах из чистого алюминия и алюминиевого сплава АМг6 в интервале температур от $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $+450\text{ }^{\circ}\text{C}$ при изменении концентрации волокон от 6 до 36 об.%.

На рис. 4 показано изменение прочности проволочных образцов различного состава в зависимости от времени нагрева при $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для предотвращения окисления нагрев осуществляли в вакууме. Испытания на разрыв проводили при комнатной температуре. Результаты показали, что у волокон из углеродистой стали (Ст. 80) при нагреве исходная прочность снижается почти на 50 %. Проволоки из титанового сплава ВТ6 также склонны к потере прочности после нагрева до $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ в отличие от волокон из стали ЗИ90-ВИ.

Композиции на алюминиевой основе с волокнами из мартенситно-старееющей стали ЗИ90-ВИ характеризуются следующими свойствами:

Предел прочности (σ_b) при содержании волокон 35 об. %, МПа	1230
Удельная прочность σ_b/ρ , км:	
30 об.% волокон	250
40 об.% волокон	280
Относительное удлинение (δ), % :	
8 об.% волокон	8
35 об.% волокон	2
Длительная прочность при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, МПа	600
Скорость отн. ползучести, ч^{-1}	$1,28 \cdot 10^{-2}$
Прочность связи волокно–матрица, МПа	40
Модуль упругости (расчетный), ГПа (32 об.% волокон)	110

Указанные композиции были получены путем пропитки упрочняющей сетки из мартенситно-стареющей стали расплавленным материалом матрицы в изложницу. Наиболее заметен эффект упрочнения алюминия был при повышенных температурах. Прочность алюминия и алюминиевого сплава резко убывает с увеличением температуры: $\sigma_B = 450$ МПа при 20 °С и $\sigma_B = 30\pm 40$ МПа при 370 °С. Алюминий, армированный волокнами из сплава ЗИ90-ВИ (32 об.%), при этих температурных условиях имеет предел прочности 1100 и 800 МПа соответственно.

Заключение

Полученные результаты указывают на возможность использования мартенситно-стареющей стали в качестве волокон для композиционных материалов на алюминиевой основе, а также на перспективность применения волокон из аустенитной и аустенитно-ферритной сталей.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта молодых ученых УрФУ.

Литература

1. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: Строение, получение, применение. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002.
2. Пат. 3753694 А (USA). Production of composite metallic / F. Ansuini, F. Badia, Donald D. Mac. 1973.
3. Пат. 2243289 (РФ). Многослойный композиционный материал, способ получения многослойного композиционного материала и изделие, выполненное из него / М.Н. Каблов, И.Н. Фридляндер, Е.Ф. Волкова и др. 2004.
4. Калашников И.Е., Болотова Л.К., Кобелева Л.И. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 2009. № 6. С. 48.
5. Grachev S.V. // Met. Sci. Heat Treat. 2005. Т. 47, № 7–8. Р. 289.
6. Юшин В.Д., Бунова Г.З., Воронин С.В. // Вестн. Сам. гос. аэрокосм. ун-та им. С.П. Королева. 2007. С. 223.
7. Пат. 2430187 (РФ). Коррозионно-стойкая аустенитная сталь / Л.А. Мальцева, В.А. Шаропова, Т.В. Мальцева и др. 2010.
8. Maltseva L.A., Sharapova V.A., Maltseva T.V. et al. // Met. Sci. Heat Treat. 2012. Т. 53, № 11–12. Р. 529.
9. Mal'tseva L.A. // Russ. metallurgy (Metally). 2011. № 4. Р. 307.
10. Мальцева Л.А., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н. и др. // Науч.-техн. вестн. Поволжья. 2011. № 1. С. 144.
11. Лапшина С.Н., Митюшов Е.А., Романовская Е.М. // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2003. С. 61.
12. Справочник по композиционным материалам. В 2 т. Т. 2 / Под ред. Д. Любина. М.: Машиностроение, 1988.