

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

УДК 539.3

Е.Ф. ДУДАРЕВ*, С.А. АФАНАСЬЕВА*, Г.П. БАКАЧ*, Н.Н. БЕЛОВ*, А.Б. МАРКОВ**, А.Н. ТАБАЧЕНКО*,
М.В. ХАБИБУЛЛИН***, Н.Т. ЮГОВ*, Т.Ю. МАЛЕТКИНА*

РАЗРУШЕНИЕ КРУПНОЗЕРНИСТОГО И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ¹

Представлены результаты экспериментального исследования закономерностей и механизма разрушения крупнозернистого и ультрамелкозернистого титана при ударно-волновом нагружении при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка и квазистатическом растяжении. Приведены результаты компьютерного моделирования ударной волны, генерируемой при воздействии электронного пучка, и откольного разрушения мишеней из титана с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурами. При обеих зеренных структурах установлены общие закономерности и особенности разрушения при квазистатическом и ударно-волновом нагружении.

Ключевые слова: ультрамелкозернистый и крупнозернистый титан, ударно-волновое нагружение, разрушение, компьютерное моделирование, электронный пучок.

Введение

В последнее время все большее внимание уделяется исследованиям микроструктуры и физико-механических свойств металлических материалов с ультрамелкозернистой (нано- и субмикроструктурной) структурой, сформированной посредством интенсивной пластической деформации [1–7]. При этом установлено, что измельчение зеренной структуры до ультрамелкозернистого состояния в металлах и сплавах приводит к существенному увеличению предела текучести и предела прочности при квазистатическом растяжении в области температур ниже $0.3 \cdot T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления). Однако лишь недавно начали появляться публикации по прочности ультрамелкозернистых металлов и сплавов при динамическом (ударном) нагружении [8–10]. Оказалось, что у одних металлических материалов в ультрамелкозернистом состоянии предел текучести при ударном нагружении, как и при квазистатическом растяжении, больше, чем при крупнозернистой структуре, а у других наоборот меньше. Однако ни в одной из работ механизм изменения скоростной зависимости напряжения течения при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре не установлен, как и механизм откольного разрушения ультрамелкозернистых металлов и сплавов.

Для исследования откольного разрушения металлических материалов наряду с высокоскоростным соударением пластин используют ударные волны, генерируемые при воздействии сильноточных ионных и электронных пучков [11–19]. В настоящей работе такое исследование проведено для титана ВТ1–0 с ультрамелкозернистой и крупнозернистой структурами. При обеих зеренных структурах содержание примесей было одинаковым: 0.18 % Fe; 0.12 % O; 0.07 % C; 0.04 % N, 0.01 % H (вес. %). В качестве генератора ударной волны использовали ускоритель «СИНУС – 7», излучающий наносекундный релятивистский сильноточный электронный пучок: энергия электронов 1.4 МэВ, длительность импульса 50 нс, плотность мощности до $5 \cdot 10^{10}$ Вт/см² [15]. Особенностью этого пучка является объемный характер энерговыделения, что позволяет исследовать откольное разрушение массивных мишеней. В качестве мишеней использовали диски диаметром 20 мм, толщиной от 1 до 6 мм с ультрамелкозернистой (средний размер зерен $d = 0.30$ мкм) и крупнозернистой ($d = 20$ мкм) структурами. Крупнозернистая структура была получена при температуре рекристаллизации 1073 К, а ультрамелкозернистая структура сформирована при многократном *abc*-прессовании со ступенчатым понижением температуры с 873 до 673 К. Компьютерное моделирование динамики ударной волны и откольного разрушения мишеней из ультрамелкозернистого и крупнозернистого титана при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка проведено в рамках упругоидеально-пластической модели Прандтля – Рейсса [20].

¹ Работа выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности ТГУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров.

Напряжение растяжения (σ) при квазистатическом растяжении рассчитывали в предположении макрооднородной пластической деформации на всей рабочей длине образца, то есть по формуле $\sigma = P(1+\varepsilon)/S_0$, где S_0 – исходная площадь поперечного сечения образца, ε – относительное удлинение образца.

Деформационное поведение и разрушение титана при квазистатическом растяжении

Исследования деформационного поведения и разрушения титана с ультрамелкозернистой и крупнозернистой структурой при квазистатическом растяжении со скоростью 10^{-3} с^{-1} показали следующее. При комнатной температуре деформации кривые течения в координатах «напряжение растяжения σ – относительное удлинение ε » при крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурах в общих чертах имеют одинаковый вид (рис. 1). При обеих зеренных структурах на кривых течения $\sigma(\varepsilon)$ при напряжении выше предела текучести наблюдаются две стадии (рис. 1). На первой стадии пластическая деформация на макромасштабном уровне протекает однородно на всей длине образца, и геометрическое разупрочнение за счет уменьшения поперечного сечения образца меньше, чем деформационное упрочнение. На этой стадии рассчитанное напряжение течения является истинным, и его увеличение при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре обусловлено изменениями в зеренно-субзеренной структуре (табл. 1).

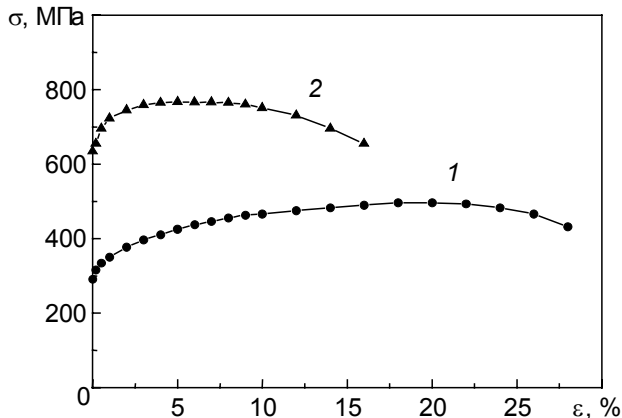


Рис. 1. Кривые течения крупнозернистого (кр. 1) и ультрамелкозернистого (кр. 2) титана при 295 К, скорость деформации 10^{-3} с^{-1}

Как при крупнозернистой, так и при ультрамелкозернистой структуре переход от первой ко второй стадии является следствием начала и последующего развития локализации пластической деформации на макромасштабном уровне в виде шейки при крупнозернистой структуре и в виде одной или двух макрополос при ультрамелкозернистой структуре. При этом напряжение перехода от первой ко второй стадии соответствует условию Консидера [21] $\sigma = \frac{d\sigma}{de}$, где $e = \ln(1+\varepsilon)$

– истинная логарифмическая деформация. Вторая стадия является стадией предразрушения, когда при растяжении образца пластическая деформация практически полностью протекает в шейке или в макрополосе. Причем геометрическое разупрочнение за счет уменьшения поперечного сечения образца в зоне локализации пластической деформации уже не в полной мере компенсируется деформационным упрочнением.

Таблица 1

Характеристики прочности и пластичности крупнозернистого и ультрамелкозернистого титана

Титан	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	ε_B , %	ε_f , %	Ψ , %
Крупнозернистый	316	425	13	29	45
Ультрамелкозернистый	664	737	4	16	53

Следует отметить, что при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре увеличивается не только напряжение течения, но и коэффициент упрочнения. Причем они изменяются таким образом, что условие Консидера начинает выполняться при меньшей степени пластической деформации, то есть уменьшается степень пластической деформации (ε_B) на стадии однородной макропластической деформации (табл. 1). Наряду с этим, хотя и в меньшей степени, уменьшается относительное удлинение образца ($\varepsilon_f - \varepsilon_B$) на стадии предразрушения. Результаты измерения относительного сужения образца Ψ в зоне разрушения свидетельствуют о том, что в ней при ультрамелкозернистой структуре пластическая деформация больше, чем при крупнозернистой структуре. Результаты измерения характеристик пластичности и диаграмм нагружения свидетельствуют о том, что при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре разрушение по деформационному признаку остается вязким.

Исследования поверхностей разрушения на сканирующем электронном микроскопе показали, что при обеих зеренных структурах разрушение не только по деформационному, но и по структурному признаку является вязким. Декогезия материала происходит путем вязкого ямочного отрыва, а размер ямок отрыва при крупнозернистой структуре значительно больше, чем при ультрамелкозернистой структуре (рис. 2). Внутри ямок отрыва наблюдаются округлые поры диаметром от 0.5 до 3.0 мкм, причем количество пор при ультрамелкозернистой структуре значительно больше, чем при крупнозернистой структуре. Так как каждая ямка отрыва является отражением локализации пластической деформации на мезомасштабном уровне, есть основание предположить, что большее значение Ψ при ультрамелкозернистой структуре является следствием большего количества мест локализации пластической деформации на мезомасштабном уровне.

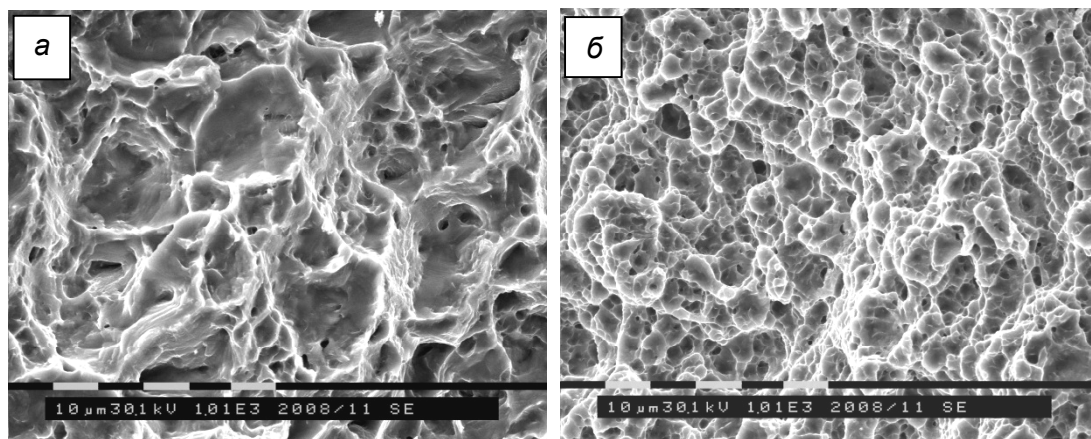


Рис. 2. Поверхности разрушения крупнозернистого (а) и ультрамелкозернистого (б) титана при растяжении со скоростью 10^{-3} с^{-1}

Откольное разрушение титана при облучении сильноточным электронным пучком

Согласно проведенным теоретическим расчетам с использованием математической модели при указанных в введении параметрах электронного пучка, на облучаемой поверхности мишени в зоне энерговыведения достигается температура плавления титана, происходит абляция материала мишени и на лицевой стороне мишени образуется кратер (рис. 3). Быстрый прогрев мишени у ли-

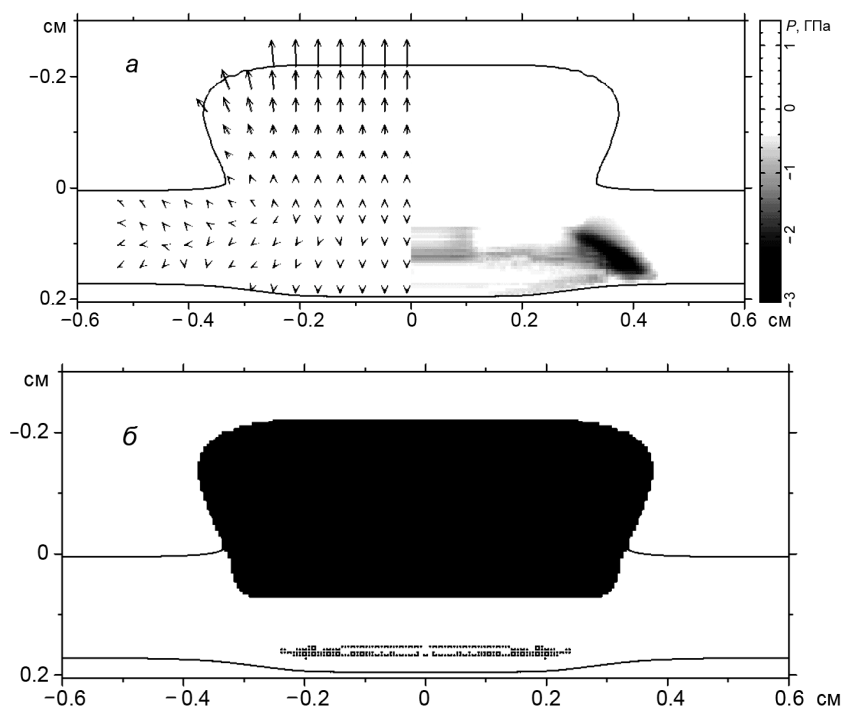


Рис. 3. Поле течения при облучении образца ультрамелкозернистого титана толщиной 1.67 мм (а), область расплавленного и испаренного материала и зона откола (б); $t = 0.42 \text{ мкс}$, $U_{\text{max}} = 7120 \text{ м/с}$

цевой поверхности носит объемный характер и приводит к образованию зоны высокого давления. При этом в твердую часть мишени распространяется импульс отдачи, а в глубь мишени распространяется волна сжатия. После выхода ударной волны на свободную тыльную поверхность мишени появляется отраженная волна разрежения, возникают растягивающие напряжения и в зоне будущего откола пористость увеличивается до 30 %.

Одной из характеристик откольного разрушения, которая может быть рассчитана теоретически и определена экспериментально, является толщина отколотого слоя. При математическом моделировании откольного разрушения использовали константы, представленные в табл. 2. Так как, согласно экспериментальным данным, толщина отколотого слоя при одной и той же толщине мишени примерно одинаковая у крупнозернистого и ультрамелкозернистого титана, математическое моделирование откольного разрушения при обеих структурах проведено при одних и тех же параметрах. Результаты этих расчетов и экспериментальные данные о толщине отколотого слоя при разных толщинах мишеней представлены в табл. 3. Из данной таблицы следует, что при обеих зеренных структурах предсказанная теоретически зависимость толщины отколотого слоя от толщины мишени соответствует экспериментальным данным.

Таблица 2

Константы титана BT1-0, входящие в математическую модель

μ_m , ГПа	σ_{sm} , ГПа	ρ_0 , г/см ³	c_0 , км/с	Ψ_1	Ψ_2	Ψ_3	Ψ_4
48.0	0.6	4.51	5.11	3.465	1.44	0.479	3.52
$3R_\mu T_0/A$, кДж/кг	T_{n0} , К	α_0	α_{00}	α_*	α_s , ГПа	γ_0	
153.0	2651	1.0001	1.0001	1.43	0.42	1.33	

Примечание. μ_m – модуль сдвига; σ_{sm} – предел текучести; ρ_0 – начальная плотность; c_0 – начальная скорость звука; γ_0 – коэффициент Грюнайзена; α_0 , α_{00} , α_* – начальная, остаточная и критическая пористость соответственно; R_μ – универсальная газовая постоянная; A – атомный вес; T_{n0} – температура плавления на начальной изохоре, $T_0 = 293$ К; Ψ_1 , Ψ_2 , Ψ_3 , Ψ_4 , α_s – константы материала.

Таблица 3

Зависимость толщины отколотого слоя от толщины мишени, в мм

Крупнозернистая структура	Толщина мишени	2.08	3.04	4.05
	Толщина отколотого слоя – эксперимент	0.24	0.32	0.37
	Толщина отколотого слоя – теория	0.26	0.32	0.38
Ультрамелкозернистая структура	Толщина мишени	1.67	2.30	3.40
	Толщина отколотого слоя – эксперимент	0.23	0.31	0.35
	Толщина отколотого слоя – теория	0.25	0.29	0.33

Исследование поверхностей откольного разрушения мишеней из крупнозернистого и ультрамелкозернистого титана на сканирующем электронном микроскопе показало следующее. При обеих зеренных структурах поверхность разрушения разделена на крупномасштабные фрагменты со средним размером примерно 100 мкм (рис. 4, а и 5, а). Поверхностный рельеф этих фрагментов представляет собой набор глубоких округлых ямок вязкого отрыва (рис. 4, б и 5, б). Как и при квазистатическом нагружении, их размер при крупнозернистой структуре больше, чем при ультрамелкозернистой структуре (соответственно 100–300 и 30–150 мкм). Таким образом, при переходе

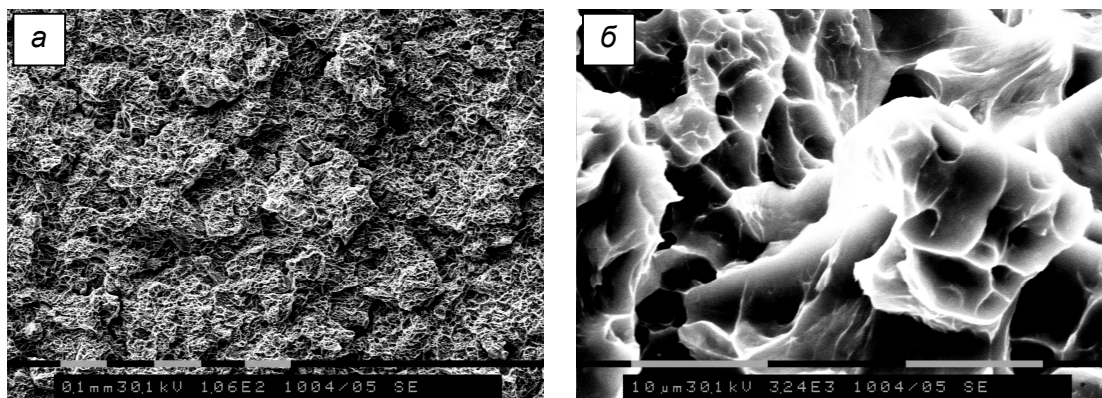


Рис. 4. Поверхность откольного разрушения крупнозернистого титана (толщина мишени 3.0 мм)

от квазистатического к ударноволновому нагружению разрушение по структурному признаку остается вязким и не изменяется механизм разрушения. Поэтому одни и те же физические и математические модели откольного разрушения могут быть использованы для крупнозернистых и ультрамелкозернистых металлов.

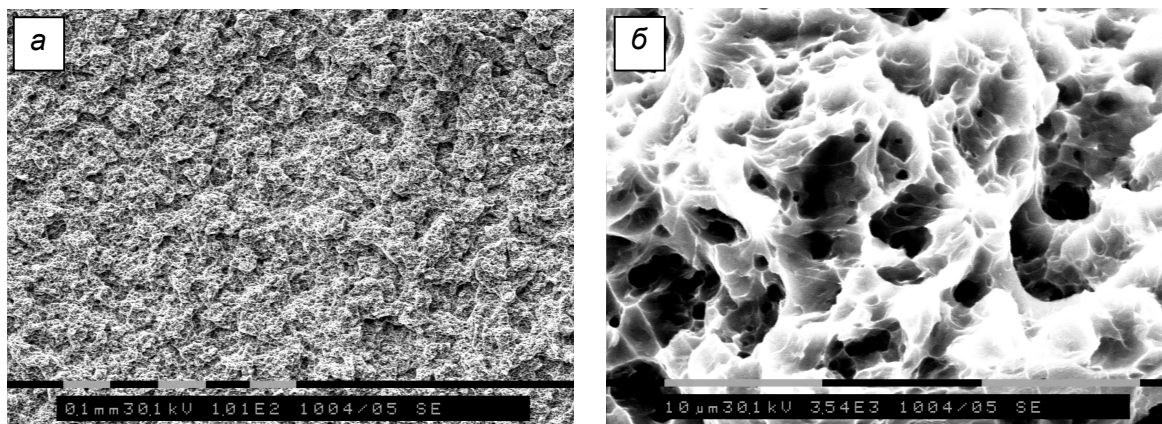


Рис. 5. Поверхность откольного разрушения ультрамелкозернистого титана (толщина мишени 3.6 мм)

Первой стадией вязкого разрушения металлов при квазистатическом и ударноволновом нагружении является зарождение микропор на таких дефектах кристаллического строения, как границы зерен, тройные стыки зерен и скопления дислокаций. При ультрамелкозернистой структуре таких мест для зарождения микропор значительно больше, чем при крупнозернистой структуре. Поэтому при ультрамелкозернистой структуре больше мест, где возможно слияние микропор с образованием зародыша ямки отрыва (вторая стадия разрушения). На третьей стадии происходит пластическая деформация материала между ямками и образуются микротрещины. В итоге происходит декогезия материала с образованием макротрещины.

Заключение

Полученные экспериментальные данные и результаты моделирования ударной волны сжатия позволяют предположить следующую феноменологическую модель откольного разрушения пластичных металлов в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. При обеих зеренных структурах откольное разрушение происходит на некотором расстоянии от тыльной поверхности, которое определяется полушириной волны отражения. В этом месте действует максимальное напряжение растяжения и происходят наибольшие изменения в микроструктуре без изменения зеренной структуры при исходной ультрамелкозернистой структуре и с измельчением зеренной структуры до ультрамелкозернистой при исходной крупнозернистой структуре. Данные изменения в микроструктуре сопровождаются локализацией пластической деформации в виде мезополос, по которым происходит разрушение путем образования, роста и последующего слияния нескольких микротрещин. Одним из аргументов в пользу этого являются данные [2], согласно которым при квазистатическом растяжении ультрамелкозернистых металлов уже при сравнительно небольших степенях пластической деформации начинается локализация пластической деформации в виде полос, по одной из которых затем происходит разрушение. Фасетированная форма поверхности откола дает основание предположить, что откольное разрушение при воздействии электронного пучка происходит путем возникновения, роста и последующего слияния нескольких микротрещин.

Разработанная численная методика для исследования воздействия интенсивного электронного пучка на конденсированную мишень и сравнение результатов расчетов с данными экспериментов позволяют сделать вывод о достоверности получаемых результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
2. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.

3. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
4. Малышева С.П., Галеев Р.М., Жеребцов С.В., Салищев Г.А. // Физика и техника высоких давлений. – 2002. – Т. 12. – № 4. – С. 66–75.
5. Дударев Е.Ф., Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р. и др. // Металлы. – 2004. – № 1. – С. 87–95.
6. Валиев Р.З. // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – № 1–2. – С. 208–216.
7. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
8. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г. // Физич. мезомех. – 2004. – Т. 7. Спец. вып. Ч. 1. – С. 297–300.
9. Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Чахлов С.В. // Физич. мезомех. – 2004. – Т. 7. Спец. вып. Ч. 1. – С. 301–304.
10. Савиных А.С., Разоренов С.В., Канель Г.И. // Физика прочности и пластичности материалов. – Самара, 2006. – С. 84–85.
11. Antoun T., Seaman L., Currant D.R., et al. // Spall Fracture. – N. Y.: Springer Verlag, 2003. – 404 p.
12. Kanel G.I., Razorenov S.V., Utkin A.V., et al. // J. Appl. Phys. – 2001. – V. 90. – No. 1. – P. 136–143.
13. Baumung K., Bluhm H., Kanel G.I., et al. // Intern. J. Impact Eng. – 2001. – V. 25. – P. 631–639.
14. Учаев А.Я., Новиков С.А., Цукерман В.А. и др. // ДАН СССР. – 1990 – Т. 310. – № 1. – С. 611–614.
15. Марков А.Б., Кицанов С.А., Ротштейн В.П. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 7. – С. 69–74.
16. Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Табаченко А.Н. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2007. – Т. 50. – № 12. – С. 32–38.
17. Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Бакач Г.П. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2013. – Т. 52. – № 3. – С. 19–24.
18. Дударев Е.Ф., Кашин О.А., Марков А.Б. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 6. – С. 89–95.
19. Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Майер А.Е. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2012. – Т. 55 – № 7. – С. 88–97.
20. Афанасьева С.А., Белов Н.Н., Дударев Е.Ф. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 2. – С. 80–88.
21. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1987. – 248 с.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 17.06.14.

**Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

***Томский сельскохозяйственный институт – филиал ФГБОУ ВПО «НГАУ»,
г. Томск, Россия

E-mail: dudarev@spti.tsu.ru

Дударев Евгений Федорович, д.ф.-м.н., гл. науч. сотр.;
Афанасьева Светлана Ахмед-Рызовна, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Бакач Галина Павловна, к.ф.-м.н., инженер-исследователь;
Белов Николай Николаевич, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Марков Алексей Борисович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.;
Табаченко Анатолий Никитович, к.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Хабибуллин Марат Варисович, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Югов Николай Тихонович, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Малеткина Татьяна Юрьевна, к.ф.-м.н., доцент.