

Kinetics of the changes in the mechanical properties of the samples from the Cu-0.5Cr copper alloy and Grade 4 Ti during alternating bending

G. I. Raab^{†,1}, R. N. Asfandiyarov^{1,2}, D. A. Aksenov^{1,2}, A. G. Raab¹, M. Janeček³

[†]giraab@mail.ru

¹Ufa State Aviation Technical University, 12 K. Marx St., Ufa, 450008, Russia

²Institute of Molecule and Crystal Physics UFRC RAS, 151 Oktyabrya Av., Ufa, 450075, Russia

³Charles University, 5 Ovocný trh, Prague, 11636, Czech Republic

In this work, we study the features of the deformation processing by alternating free bending of axisymmetrical billets aimed at increasing the mechanical properties of long-length metallic billets without changing their cross-section. As the materials for the study, we selected a chromium bronze for electrical engineering applications and commercially pure (CP) titanium. Using mathematical modeling in the DEFORM-3D software package, we studied the stress-strain state of the samples of the investigated materials during multi-cycle alternating bending. It is established that an increase in the number of processing cycles provides a more symmetrical distribution of accumulated strain in the billet section. By means of a physical experiment we investigated the character of strengthening and found some regularities during the processing by alternating bending. It is shown that an increase in the number of processing cycles provides a gradient and more symmetrical microhardness distribution in the billet section, which correlates with the data for the strain state, obtained by computer simulation. The strengthening intensity of the Cu alloy is twice as high as that of CP Ti, the other conditions being the same. For instance, in the Cu-0.5Cr copper alloy billets the peripheral layers experience a more intensive strengthening, and already after a single processing cycle their hardness is almost 1.5 times higher than that in the central region, and after 8 processing cycles, irrespective of the processing route, microhardness is on average 1.8 times higher than that in the initial state. Processing routes B and C produce a more symmetrical microhardness distribution field in the billet section. The most efficient, in terms of strengthening, bending routes are determined. For the investigated alloys the most efficient route is route C which ensures a higher level of strengthening of both billets on the whole and their peripheral regions.

Keywords: deformation by bending, stress-strain state, microhardness, gradient of strength and strain.

УДК: 621.7.04

Кинетика изменения механических свойств образцов медного сплава Cu-0.5Cr и титана марки Grade 4 при знакопеременном изгибе

Рааб Г. И.^{†,1}, Асфандияров Р. Н.^{1,2}, Аксенов Д. А.^{1,2}, Рааб А. Г.¹, Янечек М.³

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса, 12, Уфа, 450008, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, пр. Октября, 151, Уфа, 450075, Россия

³Карлов университет, Овочны трх, 5, Прага, 11636, Чешская Республика

Работа посвящена изучению процесса деформационной обработки знакопеременным свободным изгибом осесимметричных заготовок, направленной на повышение механических свойств длинномерных металлических заготовок без изменения поперечного сечения. В качестве материалов для исследования выбраны хромовая бронза электротехнического назначения и технически чистый титан. Методом математического моделирования в программном комплексе DEFORM-3D исследовано напряженно-деформированное состояние образцов из исследуемых материалов при многоцикловом знакопеременном изгибе. Установлено, что увеличение количества циклов обработки обеспечивает более симметричное распределение накопленной деформации в сечении заготовки. С использованием физического эксперимента исследован характер упрочнения и получены некоторые закономерности, наблюдаемые при обработке знакопеременным изгибом. Показано, что увеличение количества циклов обработки обеспечивает

градиентное и более симметричное распределение микротвердости в сечении заготовки, что коррелирует с данными деформированного состояния, полученными компьютерным моделированием. При этом интенсивность упрочнения медного сплава в два раза выше, чем у технически чистого титана при прочих равных условиях. Так, в заготовках из медного сплава Cu-0.5Cr периферийные слои упрочняются более интенсивно и уже после одного цикла деформации имеют твердость, почти в 1.5 раза превышающую твердость центральной области, а после 8 циклов обработки, независимо от маршрута, микротвердость в среднем в 1.8 раза выше, чем в исходном состоянии. Маршруты обработки В и С формируют более симметричное поле распределения микротвердости в сечении заготовок. Определены наиболее эффективные для упрочнения маршруты изгиба. Для исследованных сплавов наиболее эффективным является маршрут С, который обеспечивает более высокий уровень упрочнения как заготовок в целом, так и их периферийных областей.

Ключевые слова: деформация изгибом, напряженно-деформированное состояние, микротвердость, градиент прочности и деформации.

1. Введение

Для повышения комплекса механических свойств металлических материалов используют холодную или теплую деформацию, например, прокатку или волочение. Эти процессы приводят к интенсивному деформационному упрочнению, но также ведут к быстрому исчерпанию запаса пластичности и уменьшению площади поперечного сечения исходных заготовок [1–3].

В последнее время активно развиваются методы интенсивной пластической деформации, например, метод равноканального углового прессования (РКУП) по схеме «Конформ», позволяющий эффективно упрочнять длинномерные заготовки без изменения площади поперечного сечения за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. К недостаткам метода РКУП-Конформ следует отнести проблемы технического характера, в частности, трибологические и зачастую низкие показатели пластичности УМЗ материалов, что сдерживает внедрение таких процессов в производство [4–12].

В представленной работе в качестве альтернативного метода, улучшающего технологичность при упрочнении длинномерных осесимметричных заготовок с незначительным изменением их поперечного сечения, предложен и исследован метод знакопеременной пластической обработки изгибом заготовки вокруг ролика.

Известно, что при знакопеременном изгибе (перегибе) идет активное упрочнение вплоть до появления излома, этот эффект упрочнения при изгибе был взят за основу при разработке метода. Как правило, градиентные структурные состояния демонстрируют повышенные значения прочности и пластичности [13–18]. Очевидно, что при изгибе наблюдается градиент распределения деформации, что приводит и к градиентному измельчению структуры и градиентному упрочнению объемных заготовок. Так, предыдущие исследования данного метода на длинномерных образцах из низколегированного медного сплава Cu-0.5Cr свидетельствуют о том, что многоцикловая обработка в свободных условиях с поворотом образцов на 90° вокруг продольной оси после каждого цикла (маршрут В) приводит к формированию градиентного поля накопленной деформации [19]. Согласно компьютерному моделированию максимальные значения деформации отмечаются в поверхностных слоях заготовки (до $\epsilon=2$), минимальные — в центральной области ($\epsilon=0.7$). Моделирование изгиба в стесненных

условиях показывает, что данная схема не позволяет получить существенного градиента распределения накопленной деформации и соответствующей структуры, однако приводит к снижению растягивающих напряжений на поверхности, ведущих к разрушению. Электропроводность для свободного и стесненного изгиба снижается с $52 \pm 2\%$ IACS до 44 ± 2 и $46 \pm 2\%$ IACS, соответственно. Это свидетельствует о том, что в условиях деформации изгибом процесс распада пересыщенного твердого раствора практически не происходит.

Целью настоящей работы является изучение кинетики упрочнения осесимметричных заготовок из материалов разного класса в условиях деформации знакопеременным свободным изгибом по разным маршрутам обработки. Исследование проведено с использованием программного продукта DEFORM 3D и натурных экспериментов для условий свободного знакопеременного изгиба с анализом параметров деформированного состояния и физическим экспериментом с анализом интенсивности упрочнения. Материалом для исследования служили длинномерные прутки из низколегированного сплава электротехнического применения Cu-0.5Cr и технически чистого титана марки Grade 4.

2. Методика и материалы исследований

Испытания образцов на изгиб проводили при комнатной температуре ($T=20^\circ\text{C}$), используя рекомендации, заложенные в ГОСТ 1579-93 (испытания образцов на перегиб). Исходные размеры образцов для испытания — диаметр 5 мм, длина 125 мм. Радиус изгиба — 15 мм. Одним циклом знакопеременного изгиба считался загиб образца в одном направлении на 90° с последующим выпрямлением.

Количество циклов изгиба выбирали из условия разрушения образцов. Выбирали количество изгибов на один меньше, чем до разрушения, в итоге провели 1 и 8 циклов изгиба для медного сплава, 1 и 4 цикла для технически чистого титана. Использовали три маршрута изгиба: А — направление изгиба в каждом цикле не меняли; С — после каждого цикла меняли направление изгиба на противоположное; В — после каждого цикла изгиба образец поворачивали на 90° относительно его продольной оси, то есть меняли плоскость изгиба без смены направления.

Исследования микротвердости проводились на микротвердомере Micromet 5101. Область исследования: поперечное направление продольного диаметального сечения образцов с максимальным уровнем накопленной деформации.

Математическое моделирование деформированного состояния процесса изгиба проводили с использованием программного продукта DEFORM-3D.

Модели заготовки и инструмента, созданные в КОМПАС-3D, сохраняли в формате «.stl». Модель заготовки имеет такие же размеры, как и физическая заготовка — диаметр 5 мм, длина 125 мм. Модели материалов заготовки были выбраны из библиотеки материалов DEFORM-3D.

Сгенерированная сетка конечных элементов состояла из тетраэдров в количестве 15000 шт. Была активирована опция компенсации объема модели заготовки. Исходная заготовка представляла собой пластичное тело, а инструмент — абсолютно жесткое тело. Модели инструментов на конечно-элементную сетку не разбивали.

Скорость изгиба была выбрана постоянной и равной 1 рад/сек. Температура заготовки и инструмента была принята равной комнатной и составила 20°C. Моделирование выполнялось без учета прироста температуры заготовки от теплового эффекта пластической деформации. Был использован фактор трения по Зибелю $f=0.2$. На контактных поверхностях оснастки было задано условие непроницаемости.

Для экспериментов использовали два материала: низколегированный сплав Cu-0.5Cr после высокотемпературной обработки при 1000°C в течение часа и последующей закалки в воду, микротвердость которого составляла (650 ± 40) МПа, и технически чистый титан марки Grade 4 в состоянии поставки с микротвердостью (2500 ± 30) МПа.

3. Результаты и их обсуждение

По результатам исследования методом математического моделирования получены картины деформированного состояния медного сплава после одного и восьми циклов изгиба и технического титана после одного и четырех циклов изгиба при комнатной температуре (Рис. 1 и 2). Анализ полученных картин деформированного состояния показывает, что после одного цикла обработки

как медный сплав, так и технически чистый титан накапливают примерно одинаковую деформацию и наблюдается похожее её распределение в продольном сечении образцов. Полученный результат говорит о том, что за деформированное состояние отвечают геометрические параметры заготовки и ролика, относительно которого идет изгиб. Несимметричный характер распределения деформации указывает на то, что в процессе одного цикла изгиба (изгиб-выпрямление) внешняя область заготовки, прошедшая цикл растяжения-сжатия накапливает более высокие значения деформации, причем максимальные их значения почти на 80% выше, чем в области, прошедшей цикл сжатия-растяжения. В этой связи, видимо, целесообразно менять направление изгиба на противоположное для получения более симметричного деформированного состояния.

Дальнейшая деформация изгибом способствует накоплению деформации. На примере анализа маршрута С (Рис. 2) представлены картины распределения и графики накопленной деформации для медного сплава и технического чистого титана.

Полученный результат говорит о том, что деформированное состояние образцов с возрастанием уровня накопленной деформации становится более однородным. Полученные значения накопленной деформации после восьми циклов составляют довольно высокие значения в диапазоне 2.1...2.2, а после 4 циклов 1...1.2, т.е. разница между максимальным и минимальным значением с увеличением количества циклов изгиба заметно снижается.

Результаты исследования микротвердости для трех маршрутов изгиба представлены на Рис. 3 и 4. Анализ полученных графиков показывает, что распределения микротвердости после первого цикла изгиба качественно подобны распределению деформации. Распределения микротвердости также имеют несимметричный характер с минимальными значениями в центральной области сечения, причем близкими к исходному состоянию, как для медного сплава, так и для технического чистого титана. Нужно отметить, что упрочнение заготовок медного сплава идет более интенсивно, чем технически чистого титана. Увеличение количества циклов изгиба до 8 для сплава Cu-0.5Cr позволяет увеличить микротвердость периферийных зон образцов почти в два

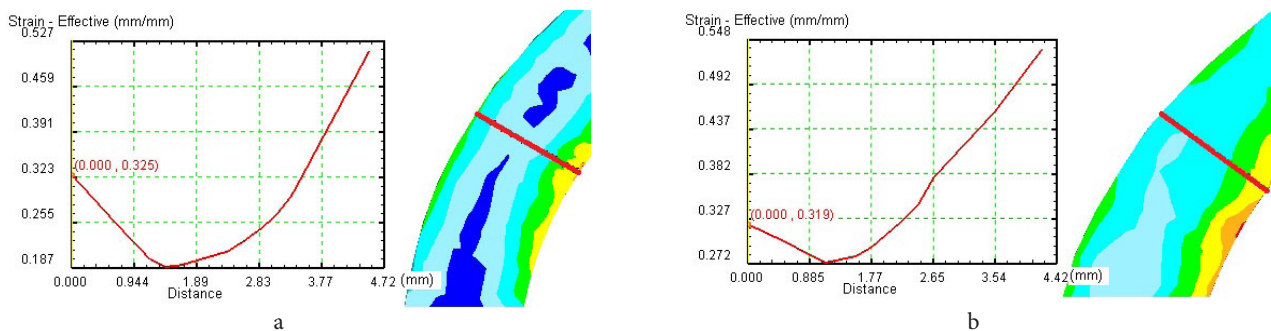


Рис. 1. (Color online) Картина деформированного состояния (продольное диаметральное сечение) и график распределения степени накопленной деформации в поперечном направлении образца из сплава Cu-0.5Cr (a) и технического чистого титана марки Grade 4 (b) после 1 цикла изгиба.

Fig. 1. (Color online) Strain state pattern (longitudinal diametrical section) and a diagram of accumulated strain distribution in the transverse direction of the Cu-0.5Cr alloy sample (a) and Grade 4 CP Ti sample (b) after 1 bending cycle.

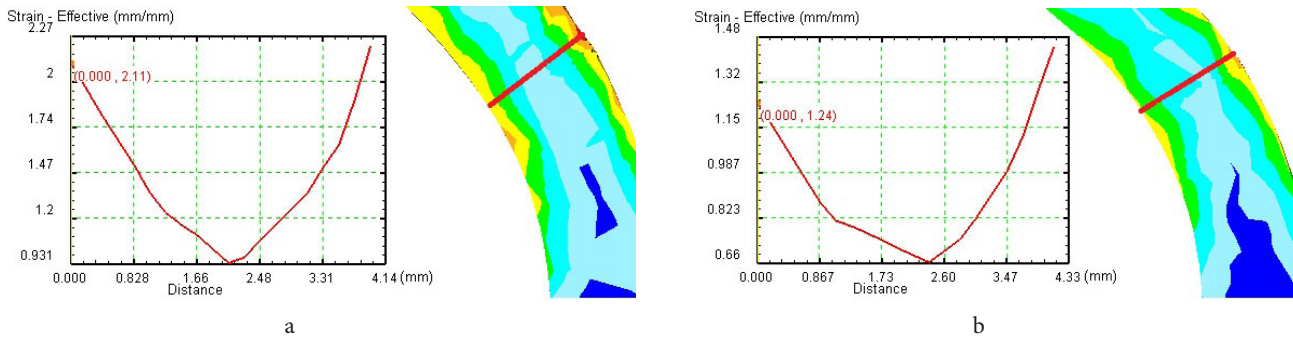


Рис. 2. (Color online) Картина деформированного состояния (продольное диаметральное сечение) и график распределения степени накопленной деформации в поперечном направлении образца из сплава Cu-0.5Cr (a) после 8 циклов изгиба и технически чистого титана марки Grade 4 (b) после 4 циклов изгиба.

Fig. 2. (Color online) Strain state pattern (longitudinal diametrical section) and a diagram of accumulated strain distribution in the transverse direction of the Cu-0.5Cr alloy sample (a) after 8 bending cycles and Grade 4 CP Ti sample (b) after 4 bending cycles.

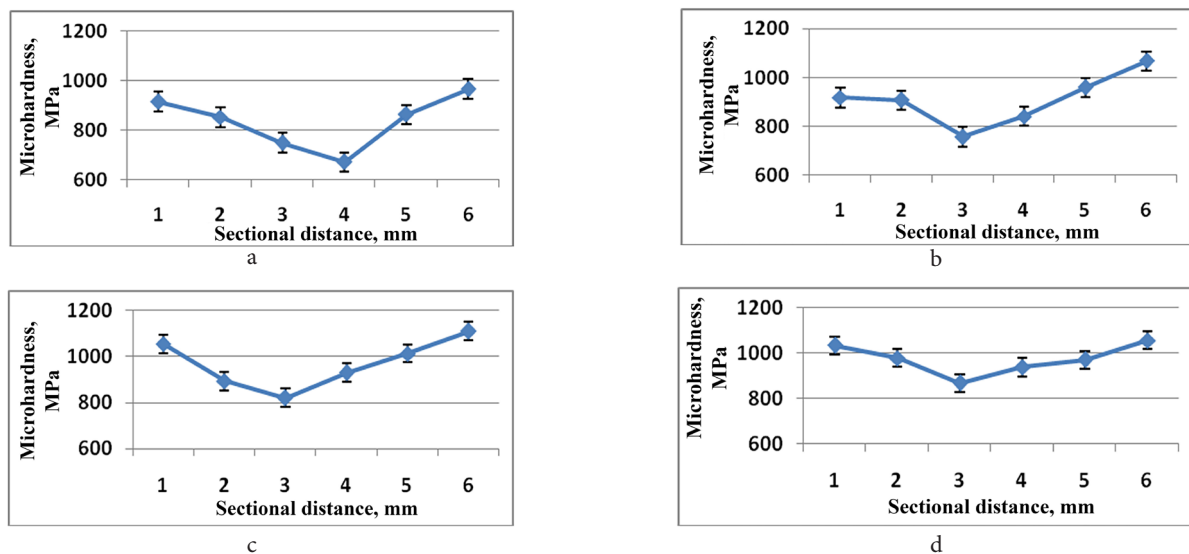


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном сечении образца Cu-0.5Cr после изгиба при комнатной температуре: 1 цикл (a); 8 циклов по маршруту А (b); 8 циклов по маршруту В (c); 8 цикла по маршруту С (d).

Fig. 3. Microhardness distribution in the cross section of the Cu-0.5Cr alloy sample processed by bending at room temperature: 1 cycle (a); 8 cycles via route A (b); 8 cycles via route B (c); 8 cycles via route C (d).

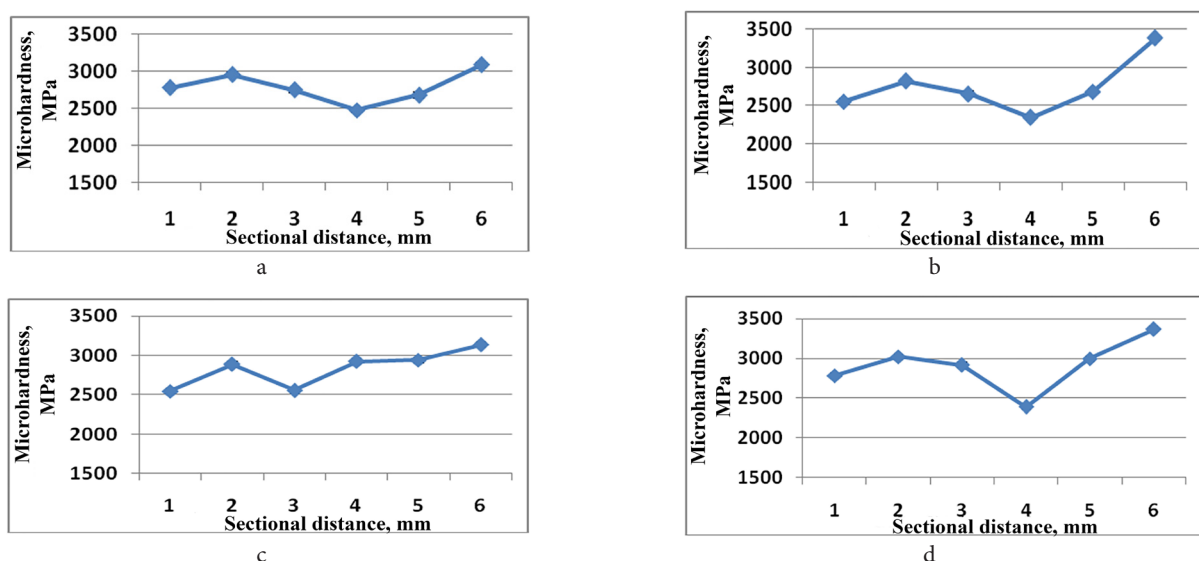


Рис. 4. Распределение микротвердости в поперечном сечении образца технически чистого титана Grade 4 после изгиба при комнатной температуре: 1 цикл (a); 4 цикла по маршруту А (b); 4 цикла по маршруту В (c); 4 цикла по маршруту С (d).

Fig. 4. Microhardness distribution in the cross section of Grade 4 CP Ti sample processed by bending at room temperature: 1 cycle (a); 4 cycles via route A (b); 4 cycles via route B (c); 4 cycles via route C (d).

раза, с 650 до 1100 МПа. При этом использование маршрутов В и С приводит к более симметричному распределению микротвердости в поперечном сечении. При этом более высокое упрочнение центральной области происходит при применении маршрута С. Разница значений микротвердости центральной и периферийной областей заготовки для маршрута С составляет около 200 МПа, а для маршрута В — около 250 МПа.

Несколько иная картина распределения микротвердости формируется при изгибе технически чистого титана.

Общий прирост твердости после 4 циклов обработки по максимальным значениям составляет около 35%, что заметно ниже по сравнению с упрочнением медного сплава. Средняя область заготовок независимо от маршрута изгиба практически не упрочняется и находится на исходном уровне. Даже для маршрута С график распределения микротвердости не имеет симметрии, хотя демонстрирует наибольшие значения микротвердости. При этом не находит объяснения заметная разница интенсивности упрочнения периферийных областей. Можно предположить, что в реальных условиях начинает активизироваться фактор пружинения (упругих свойств), который наиболее значим при изгибе технически чистого титана и снижает в какой-то степени интенсивность упрочнения, или же проявляется эффект Баушингера в цикле сжатия-растяжения.

4. Выводы

1. Методом компьютерного моделирования исследовано деформированное состояние заготовок после изгиба в условиях многоциклового обработки. Установлено, что увеличение количества циклов обработки обеспечивает более симметричное распределение накопленной деформации в сечении заготовки.

2. Результаты измерения микротвердости в основном согласуются и отражают деформированное состояние образцов после деформации изгибом, показанное моделированием. При этом в заготовках из сплава Cu-0.5Cr периферийные слои упрочняются более интенсивно и уже после одного цикла деформации имеют твердость почти в 1.5 раза больше, чем центральная область. После 8 циклов обработки независимо от маршрута микротвердость продолжает возрастать, особенно в периферийных областях, в среднем в 1.8 раза относительно исходного состояния. Маршруты обработки В и С формируют более симметричное поле распределения микротвердости в сечении заготовок.

3. При изгибе интенсивность упрочнения технически чистого титана марки Grade 4 заметно ниже, чем у медного сплава. Для исследованных материалов наиболее эффективным является маршрут С, который обеспечивает более высокий уровень упрочнения как заготовок в целом, так и их периферийных областей.

Благодарности / Acknowledgements. Авторы благодарны за поддержку, оказанную Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках соглашения о предоставлении субсидии № 14.586.21.0059

(УИН: RFMEFI58618X0059) и Министерством образования, молодежи и спорта Чехии в рамках проекта №LTARF18010. / The authors are grateful for the support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under Grant agreement No. 14.586.21.0059 (UIN: RFMEFI58618X0059) and by the Czech Ministry of Education, Youth and Sports under the project LTARF18010.

Литература/References

1. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev and T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. John Wiley & Sons, USA (2014) 456 p. [Crossref](#)
2. F.Z. Utyashev, G.I. Raab. Deformatsionnyye metody polucheniya i obrabotki ul'tramelkozernistykh i nanostrukturnykh materialov. Ufa, Gilem (2013) 376 p. (in Russian) [Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Уфа, Гилем (2013) 376 с.]
3. V.M. Segal, I.J. Beyerlein, C.N. Tome, V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. New York, Nova Science Publishers (2010) 542 p.
4. G.I. Raab, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu. Mater. Sci. Eng. A. 382, 1 (2004). [Crossref](#)
5. D. Jia, Y.M. Wang, K.T. Ramesh, E. Ma, Y.T. Zhu, R.Z. Valiev. Appl. Phys. Lett. 79, 611 (2001). [Crossref](#)
6. H. W. Höppel, Z. M. Zhou, H. Mughrabi. Phil. Mag. A. 82, 1781 (2002). [Crossref](#)
7. Z. Zhang, H. Huang, R.O. Scattergood, J. Narayan, C. C. Koch, A. V. Sergueeva, A. K. Mukherjee. Appl. Phys. Lett. 81, 823 (2002). [Crossref](#)
8. Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto, T. G. Langdon. Metall. Mater. Trans. A. 31, 691 (2000). [Crossref](#)
9. M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. J. Mater. Sci. 36, 2835 (2001). [Crossref](#)
10. A. V. Polyakov, I. P. Semenova, G. I. Raab, V. D. Sitdikov, R. Z. Valiev. Rev. Adv. Mater. Sci. 31, 78 (2012).
11. C. Xu, S. Schroeder, P.B. Berbon, T.G. Langdon. Acta Mater. 58 (4), 1379 (2010). [Crossref](#)
12. V. Ayati, M.H. Parsa, H. Mirzadeh. Adv. Eng. Mater. 18 (2), 319 (2016). [Crossref](#)
13. Yu. F. Ivanov, V. V. Kovalenko, M. P. Ivakhin, V. E. Gromov, E. V. Kozlov. Fizicheskaya Mezomekhanika. 7 (3), 29 (2004). (in Russian) [Ю. Ф. Иванов, В. В. Коваленко, М. П. Ивахин, В. Е. Громов, Э. В. Козлов. Физическая мезомеханика. 7 (3), 29 (2004).]
14. K. Lu. Science. 345 (6203), 1455 (2014). [Crossref](#)
15. T. H. Fang, W. L. Li, N. R. Tao, K. Lu. Science. 331 (6024), 1587 (2011). [Crossref](#)
16. X. Wu, P. Jiang, L. Chen, F. Yuan, Y. T. Zhu. Proc. Natl. Acad. Sci. U. S. A. 111, 7197 (2014). [Crossref](#)
17. Y. Wei, Y. Li, L. Zhu, Y. Liu, X. Lei, G. Wang, Y. Wu, Z. Mi, J. Liu, H. Wang, H. Gao. Nat. Commun. 5, 3580 (2014). [Crossref](#)
18. H. Kou, J. Lu, Y. Li. Adv. Mater. 26, 5518 (2014). [Crossref](#)
19. G. I. Raab, D. A. Aksenov, R. N. Asfandiyarov, A. G. Raab, I. S. Kodirov, M. Janeček. Letters on Materials. 9 (4), 494 (2019). [Crossref](#)