

лическим композициям с наночастицами Al_2O_3 или TiN приводит к уменьшению глубины канавки резания. Особенно значительно уменьшение глубины канавки резания наблюдается в случае интерметаллического сплава Ni_3Al+15 об. % $(Ni-Cr)+10$ об. % Al_2O_3 и композиции Ni_3Al+15 об. % TiN . В последнем случае глубина канавки резания уменьшается до минимального значения – 0,79 мкм (при 1,55 мкм для литого интерметаллида).

Заключение

1. Пластическая деформация продукта в процессе высокотемпературного синтеза сплава на основе интерметаллида Ni_3Al также формирует в синтезированном сплаве мультимерную структуру. Добавление в исходную порошковую смесь исходных элементов наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN) способствует образованию мультимерной структуры в интерметаллическом соединении Ni_3Al , сплаве и композициях с наночастицами тугоплавких химических соединений на его основе.

2. Формирование в интерметаллическом соединении Ni_3Al мультимерной зеренной структуры снижает величину коэффициента трения по его поверхности. Особенно значительно снижение коэффициента трения происходит при формировании мультимерной зеренной структуры в процессе пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в присутствии наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN). Снижение величины коэффициента трения сопровождается значительным повышением сопротивления резанию интерметаллического сплава высокотвердым контртелом – резко уменьшается глубина канавки его резания.

Литература.

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением/ Колл. авторов, под научной редакцией Е.Н. Каблова. - М.: Изд. Дом МИСиС.- 2008.-328 с.
2. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging application of intermetallics// Intermetallics.-2008.-8.-P.1313-1320.
3. Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan S., Swindeman R.W., Santella M.L. Advances in processing of Ni_3Al –based intermetallics and applications//Intermetallics.-2000.-8.-P.1329-1337.
4. Pope D.P., Ezz S.S. Mechanical properties of Ni_3Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' // Int. Met. Rev.- 1984.- V.29, №3.- P.136-167.
5. Ovcharenko V. E. Effect of plastic deformation on microstructure and phase composition of Ni_3Al intermetallic synthesized under pressure//Rare Metals.- 2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.250-253.
6. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Боянгин Е.Н. Формирование мультимерной зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al //Деформация и разрушение материалов.- 2012.-№10.-С.12-15.

АНАЛИЗ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СИММЕТРИИ ОСИ СЖАТИЯ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ

*Е.А. Алфёрова**, к.ф.-м.н., доцент, *Д.В. Лычагин****, д.ф.-м.-н., профессор, *А.А. Черняков**, студент

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,

***Томский государственный университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

E-mail: dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Введение

Единственной областью применения металлических монокристаллов является авиационная промышленность. Из монокристаллических жаропрочных сплавов на основе никеля изготавливают лопатки турбин реактивных двигателей. Основное требование, которое к ним предъявляется – это предсказуемость поведения при нагружении. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов обладают существенной анизотропией свойств. Это необходимо учитывать при расчетах напряженно-деформированного состояния лопаток. Геометрическая форма лопатки очень сложная. Поэтому при производстве деталей из монокристаллов необходимо принять в расчет то, что кристаллографическая ориентация будет изменяться. Следовательно, нужно учесть не только ориентацию детали относительно максимальной приложенной нагрузки, но и кристаллографическую ориентацию ее боковых поверхностей.

Для рассмотрения пластической деформации важным является учет вида и величины тензора напряжений в локальных областях материала. В общем случае он определяется как суперпозиция внешних и внутренних напряжений. Если материал в исходном состоянии не содержит внутренних концентраторов напряжений в виде надрезов, трещин, включений и областей с нерелаксировавшими внутренними напряжениями на границах, стыках зерен и других дефектах кристаллического строения, то можно считать, что уровень локальных напряжений определяется только распределением напряжений, возникающих при приложении внешней нагрузки. Поэтому для анализа пластической деформации совершенного кристалла (монокристалла) необходимо учесть перераспределение напряжений в испытуемом теле при нагрузке, а затем рассмотреть анизотропию кристалла для реализации сдвига с учетом кристаллографии монокристалла. В настоящей работе для решения поставленной задачи было проанализировано влияние вида схемы главных напряжений при деформации сжатием на особенности протекания деформации в локальных областях материала, рассчитано распределение напряжений в образце методом конечных элементов, обсуждены вопросы симметрии поля напряжений в образце с определенной кристаллографической ориентацией оси сжатия.

Расчет напряженно-деформированного состояния методом конечных элементов

Для установления связи распределения напряжений в испытываемом материале и неоднородности развития октаэдрического скольжения был проведен расчет напряженно деформированного состояния методом конечных элементов.

При расчетах в качестве физической модели использовали образец в форме прямоугольного параллелепипеда в предположении однородной сплошной среды (никель высокой чистоты после отжига с низкой плотностью дислокаций). Задавали следующие характеристики материала: модуль Юнга $E=20,9 \cdot 10^4$, МПа, модуль сдвига $G=7,8 \cdot 10^4$, МПа, коэффициент Пуассона $\nu=0,28$.

Математическая модель описывалась с использованием уравнения равновесия (1), геометрического уравнения (уравнения Коши) (2) и определяющего уравнения (3) для линейно-упругой среды.

$$\nabla_j \sigma_{i,j} = 0, \quad (1)$$

где $i, j = 1 \dots 3$.

$$\varepsilon_{i,j} = \frac{1}{2} (\nabla_i U_j + \nabla_j U_i), \quad (2)$$

$$\sigma_{i,j} = \lambda \theta \delta_{i,j} + 2\mu \varepsilon_{i,j} \quad (3)$$

где λ, μ – коэффициенты Ламе, δ – символ Кронекера, θ – утроенная средняя деформация точки.

Для решения системы уравнений задавали граничные условия. Нижний торец образца фиксировали жестко, к верхнему – прикладывали распределенную силу нормального давления. Расчеты проводили без учета силы трения и с учетом. Для второго случая была подготовлена отдельная физическая модель с дискретизацией области приложения нагрузки. Сила трения была направлена от периферии к центру грани.

Задавали следующие граничные условия (рис. 1):

На поверхностях S_2, S_3, S_4, S_5 – $\sigma_{i,j} = 0$.

На поверхность S_1 прикладывали распределенную силу $F = 500$ Н. Для расчетов с учетом силы трения на поверхность S_1 прикладывали дополнительно силу трения:

$$F_{fr.n.} = k \cdot F_n, \quad (4)$$

где k – коэффициент трения, F_n – сила нормального давления на отдельном участке грани.

Расчеты, проведенные методом конечных элементов, показали, что в рассматриваемом типе образцов наблюдается значительное отклонение локальных напряжений от средних значений. Максимальная величина интенсивности напряжений и нормальных напряжений, рассчитанная для образцов без учета силы трения, наблюдается у вершин параллелепипеда (рис. 2). Следующей

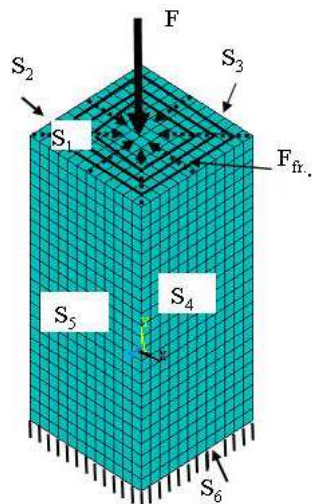


Рис. 1. Граничные условия

по величине область локализации являются его приторцевые ребра (величина напряжений меньше в три...четыре раза), а затем и участки на вертикальных ребрах. Вблизи вершин образцов на вертикальных ребрах возникают области растягивающих напряжений (рис. 2, б), усиливая картину неод-

нородности этих напряжений и определяя места со сложной схемой напряженного состояния. Для никеля величина максимальных сжимающих напряжений (знак «минус») достигает величины 307 МПа, а растягивающих (знак «плюс») – 44 МПа. Интересно, что области растяжения наблюдаются при сжатии уже с малых степеней деформации. Следовательно, можно предположить, что схема распределения главных напряжений при сжатии и наличии торцевого трения сложнее, чем была предложена ранее Губкиным С.И. [1].

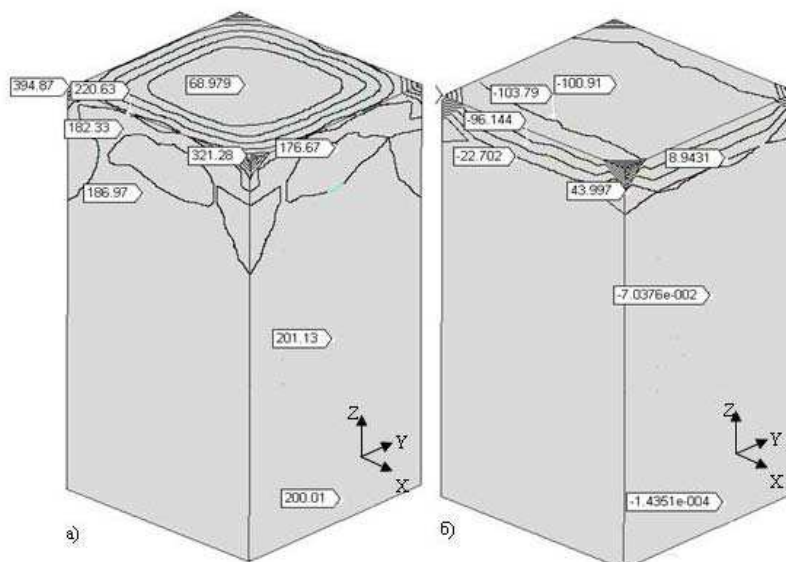


Рис. 2. Распределение интенсивности напряжений (а) и нормальных напряжений (б) на торцевой и боковых поверхностях образцов никеля без учета силы трения на пуансонах, МПа

Учет силы трения усиливает неоднородность напряжений во всем образце. Максимальная величина сжимающих напряжений у никеля составляет 394 МПа, растягивающих – 70 МПа. Усиливается градиент интенсивности напряжений от ребер к центру торцевой грани. Создается область повышенной интенсивности напряжений в центрах боковых граней (рис. 3, а). Трение приводит к тому, что область растягивающих нормальных напряжений заметно увеличивается, при этом образуются дополнительные области растягивающих напряжений у противоположного закрепленного торца образца (рис. 3, б). Сила торцевого трения, не изменяя симметрию распределения напряжений в образце, увеличивает размах вариации величины напряжений и уменьшает расстояние между участками с максимально отличающейся величиной напряжений, т.е. можно говорить о возрастании градиента напряжений.

Таким образом, напряжения распределяются так, что их наибольшая величина наблюдается у вершин образца и приторцевых ребер. В этих областях величина напряжений всегда превышает среднюю по образцу и, в этом смысле, их можно рассматривать как базовые концентраторы напряжений (в особенности, вершины образца).

Данные, изложенные выше, получены для случая изотропного материала. Монокристаллические никелевые сплавы анизотропны и имеют ГЦК решетку. Поэтому проведем анализ изменения симметрии поля напряжений и симметрии сдвига при наложении поля напряжений на образец и затем на ГЦК кристалл с определенной кристаллографической ориентацией. Следует отметить, что ранее в работе Желудева И.С. [2] был проведен анализ симметрии направлений в различных кристаллах в соответствии с принципом суперпозиции симметрий Кюри II. Однако, в указанной работе не учитывалось, что группа симметрии поля значительно понижается при перераспределении поля в образце в зависимости от его формы и при учете влияния силы контактного трения.

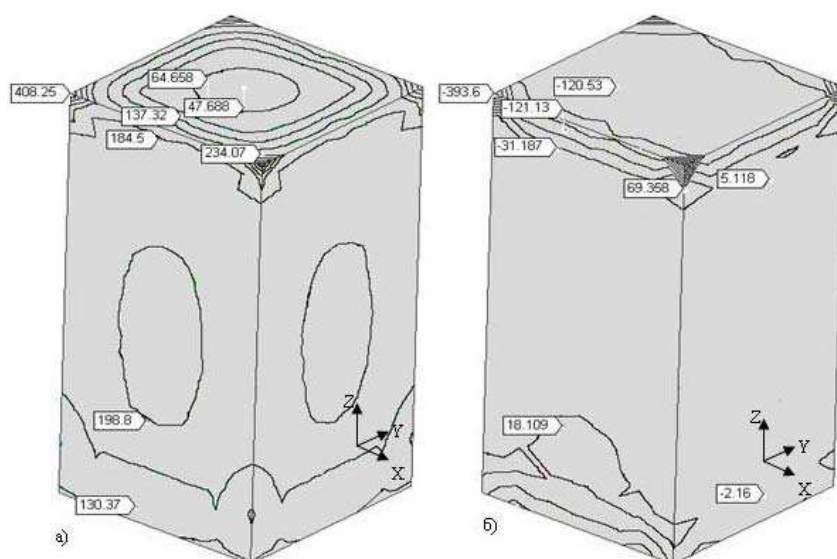


Рис. 3. Распределение интенсивности напряжений (а) и нормальных напряжений (б) на торцевой и боковых поверхностях образцов никеля с учетом силы трения на пуансонах, МПа

На рис. 4 схематически показано изменение симметрии поля напряжений с учетом симметрии формы образца и ГЦК-решетки. При механических испытаниях образец подвергается воздействию одноосного сжатия. Поле напряжений в этом случае графически может быть представлено в виде цилиндра с ориентацией оси вращения вдоль направления сжатия. Симметрия цилиндра соответствует предельной группе $\frac{\infty}{m}$ в семействе групп $\frac{N}{m} - D_{nh}$. Приложение внешней нагрузки к образцу, который имеет форму прямоугольного параллелепипеда (группа $\frac{4}{m}mm$ того же семейства групп), приводит к неоднородному распределению напряжений в образце, начиная с упругой области деформаций. Рассчитанные методом конечных элементов без учета силы торцевого трения интенсивность напряжений и нормальные напряжения представлены, соответственно на рис. 2. Для интенсивности напряжений относительно оси сжатия происходит понижение симметрии поля на торцевой поверхности до группы симметрии образца $\frac{4}{m}mm$ (рис. 2, а). Картина нормальных напряжений на

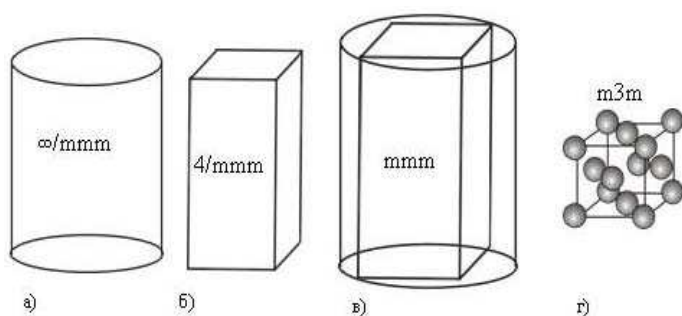


Рис. 4. Изменение симметрии поля напряжений. Внешнее поле напряжений (а), образец (б), поле напряжений в образце (в), ГЦК-решетка (г)

боковых гранях образца свидетельствует о такой же группе симметрии. Однако, учет симметрии поля на торцевой поверхности указывает на его еще более низкую симметрию – mmm (рис. 2, б). Учет силы трения о пуансоны испытательной машины увеличивает неоднородность напряжений в образце. Симметрия интенсивности напряжений (рис. 3, а) и нормальных напряжений (рис. 3, б) относительно оси сжатия сохраняются (группа $\frac{4}{m}mm$ и mmm , соответственно).

Таким образом, при приложении внешней нагрузки к образцу в форме прямоугольного параллелепипеда с квадратным поперечным сечением происходит перераспределение напряжений, приводящее к понижению симметрии

исходного поля с группы $\frac{\infty}{m}$ до группы $\frac{4}{m}mm$ для интенсивности напряжений и до mmm для нормальных напряжений.

Проведем наложение кристаллографической схемы монокристалла с осью сжатия $[001]$ и боковыми гранями (110) при действии сдвига от верхнего и нижнего пуансонов (рис. 5, а, б) и схемы распределения напряжений (рис. 5, в). При этом используем известный принцип Неймана и Кюри – при наложении друг на друга двух явлений или явления и окружающей его среды сохраняются лишь те элементы симметрии, которые являются общими для обоих. Следовательно, симметрия любого направления находится как суперпозиция элементов симметрии кристалла и цилиндра, ориентированного по тому направлению, симметрия которого отыскивается. В этом случае получаем, что при данной кристаллографической ориентации должны работать четыре линейных базовых концентратора напряжений, расположенных симметрично (рис. 5, г).

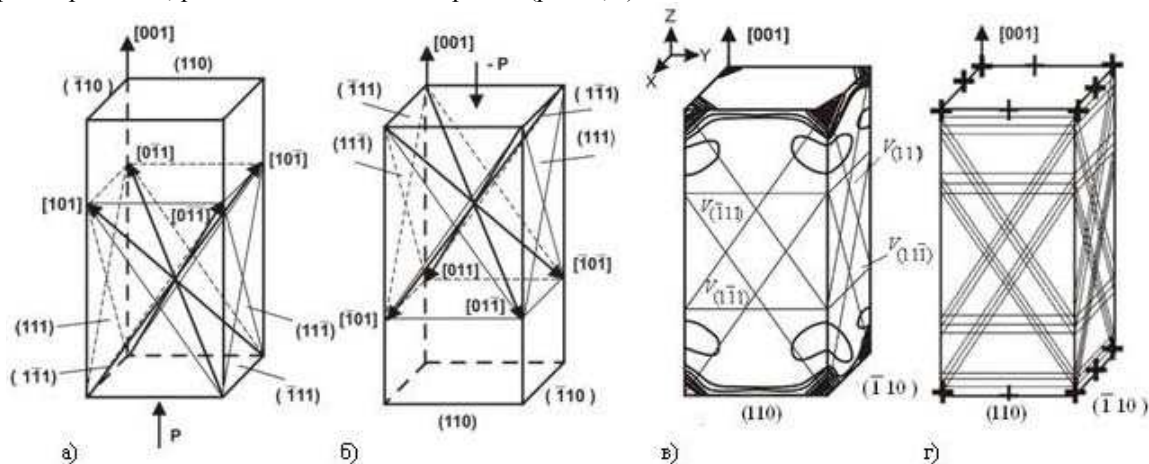


Рис. 5. Кристаллографическая схема (а-б), схемы наложения внешнего поля на образец (в), расположения базовых концентраторов напряжений (г)

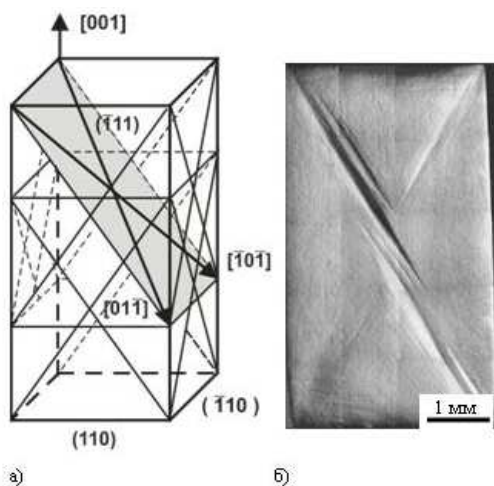


Рис. 6 Схема действия базового концентратора напряжений (а) и картина деформационного рельефа (б)

Эксперименты показали, что при деформации наиболее активно работают только два или три (рис. 6, а). При этом формируется несимметричная картина деформационного рельефа, показанная на рис. 6, б. Характерным структурным элементом деформационного рельефа для данной ориентации являются следы сдвига. Наблюдается фрагментация монокристалла, с образованием деформационных доменов. Дополнительным условием, требующим понижение симметрии в локальных объемах монокристалла, является условие сдвига одновременно по одной или двум системам скольжения в макропачке плоскостей октаэдрического сдвига. Это приводит к тому, что кристалл, стремясь наиболее рационально реализовать изменение формы при сохранении симметрии распределения поля напряжений в образце, разбивается на домены сдвига, симметрия которых уже не соответствует симметрии образца, а должна понижаться до симметрии плоскости скольжения. Монокристалл представляет собой полидоменное образование, симметрия которого в целом может соответствовать более высокой группе псевдосимметрии образца с более низкой симметрией отдельного домена.

Таким образом, фрагментация ГЦК-монокристаллов с симметричной ориентацией оси нагружения есть способ реализации низкосимметричной деформации по системам параллельных плоскостей скольжения или путем организации деформации по системам мезо- и макрополос деформации с сохранением высокосимметричной деформации монокристалла в целом.

Аналогичный анализ симметрии сдвига для других кристаллографических ориентаций показал еще большее снижение симметрии. Полученные данные сведены в таблице.

Следует отметить, что в данном случае рассматривалась только схема сдвига, где деформация реализуется скольжением по плотноупакованным октаэдрическим плоскостям. Это характерно, например, для монокристаллов никеля и алюминия. Неоднородность деформации в этих монокристаллах была исследована авторами ранее [3-6]. Полученные авторами численные значения локальной деформации позволили установить, что наибольшая неоднородность деформации наблюдается у базовых концентраторов напряжений, в местах стыка деформационных доменов и в приторцевой области. Сопоставление данных настоящей работы с экспериментальными данными по распределению неоднородности деформации показало их согласованность.

Таким образом, предложенная в работе методика позволяет учесть кристаллографическую анизотропию монокристалла с любой ориентацией оси сжатия и боковых граней, при изучении характера распределений поля напряжений в образце.

Таблица

		Симметрия направлений в ГЦК кристаллах						
Симметрия	Кристаллический класс	Индекс направления						
		[001]	[111]	[110]	[hk0]	[hkk]	[hhl]	[hkl]
поля	$m\bar{3}m$	$\frac{4}{m}mm$	$\bar{3}m$	mmm	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}$
$\frac{\infty}{m}$		$\frac{4}{m}mm$	mmm $3mm/m$	mmm $u\ 1$	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}$ l
образца	$m\bar{3}m$	$\frac{4}{m}mm$	mmm $3mm/m$	mmm $u\ 1$	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}$ l
$\frac{4}{m}$		$\frac{4}{m}mm$	mmm $3mm/m$	mmm $u\ 1$	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}m$ l	$\bar{1}$ l

В результате сопоставления симметрии поля напряжений в образце, кристаллографической ориентации оси сжатия монокристалла и развития деформации в образце выявлено, что фрагментация при пластической деформации определяет возможность протекания низкосимметричной сдвиговой деформации при сохранении более высокой псевдосимметрии монокристалла. При этом различие в величине локальной деформации в соседних областях монокристалла зависит от размера и степени несовпадения симметрии картины распределения напряжений, формы образца и кристаллографической симметрии систем структурных элементов деформационного рельефа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития ВИУ ТГУ Министерства образования и науки РФ и гранта РФФИ №13-02-98034 р_сибирь_а.

Литература.

1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов: в 2 т. / С.И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1961. – Т.1. – 376 с
2. Желудев И.С. // Кристаллография. – 1971. – т. 16. – вып. 2. – С. 273-278.
3. Lychagin D.V., Alfeyrova E.A., Starenchenko V.A. Effect of crystallographic states on the development of macrobands and deformation inhomogeneity in [111] nickel single crystals, Physical Mesomechanics, vol. 14 (1-2), pp. 66-78, 2011.
4. Lychagin D.V., Teplyakova L.A. The primary macrofragmentation of shear in compressed aluminum single crystals Technical Physics Letters, vol. 29 (6), pp. 516-518, 2003.
5. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.U. Classification and scale hierarchy of structural elements of FCC single crystal deformation Physical Mesomechanics vol. 8 (6), pp. 67-77, 2005.
6. Lychagin D.V. Distribution of deformation on at the surface of FCC metals at Compression, Izvestiya Akademii Nauk. Ser. Fizicheskaya, vol. 68 (10), pp. 1472-1476, 2004.