

S. A. Mashekov¹, Henryk Dyja², B. N. Absadykov³, E. A. Tusupkaliyeva¹, A. S. Mashekova¹

¹K. I. Satpayev kazakh national research technical university, Almaty, Kazakhstan,

²Czestochowa university of technology, Czestochowa, Poland,

³A. B. Bekturov institute of chemical sciences, Almaty, Kazakhstan.

E-mail: mashekov.1957@mail.ru, b_absadykov@mail.ru

DETERMINATION OF RATIONAL TEMPERATURE-DEFORMATION MODES OF INTENSIVE PLASTIC DEFORMATION OF ALUMINUM ALLOY 7075 BY PHYSICAL SIMULATION

Abstract. In this article it is shown that during application of various methods of intensive plastic deformation, types of deformation such as tension, torsion, tensile torsion, etc. can arise in a deformation area. In this connection, the influence of the mechanical deformation scheme, which occurs during intensive plastic deformation, on the resistance of deformation, the formation of structures and the ultimate plasticity of the aluminum alloy 7075, was investigated in this paper. The study was carried out on a torsion plastometer STD 812.

The performed plastometric tests showed that the type of applied load significantly influences on the deformation resistance curves. When tensile deformations are applied, deformation is localized in the deformation zone in comparison with torsion and torsional tension.

It is established that deformation of samples by tension, torsion and tensile torsion leads to the formation of a relatively fine-grained structure in aluminum alloys. In this case, the samples deformed by torsional tension have a finer-grained structure in comparison with samples deformed by tension and torsion.

This article also shows that the aluminum alloy 7075 has a maximum plasticity value in the temperature range of 300-400 °C.

Keywords: tension, torsion, tensile torsion, aluminum alloy 7075, return, polygonization, recrystallization, deformation resistance, ultimate plasticity.

С. А. Машеков¹, Henryk Dyja², Б. Н. Абсадыков³, Э. А. Тусупкалиева¹, А. С. Машекова¹

¹Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сатпаева,
Алматы, Казахстан,

²Ченстоховский технологический университет, Ченстохова, Польша,

³Институт химических наук им. А. Б. Бектурова, Алматы, Казахстан

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО- ДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075 ФИЗИЧЕСКИМ МОДЕЛИРОВАНИЕМ

Аннотация. В статье показано, что при применении различных методов интенсивной пластической деформации в очаге деформации могут возникнуть такие виды деформации, как растяжение, кручение, растягивающие кручения и т.д. В связи с вышесказанным, в работе исследовано влияние механической схемы деформации, возникающей при интенсивной пластической деформации, на сопротивление деформации, формирование структур и предельную пластичность алюминиевого сплава 7075. Исследование проведено на торсионном пластометре STD 812.

Проведенные пластометрические испытания показали, что существенное влияние на кривые сопротивления деформации оказывает вид прилагаемой нагрузки. При приложении растягивающих деформаций

происходит локализация деформации в шейках очага деформации по сравнению с кручением и скручивающим растяжением.

Установлено, что деформирование образцов растяжением, кручением и растягивающим кручением приводит к формированию в алюминиевых сплавах сравнительно мелкозернистой структуры. При этом образцы, деформированные скручивающим растяжением, имеют более мелкозернистую структуру по сравнению с образцами, деформированными растяжением и кручением.

В статье также показано, что алюминиевый сплав 7075 имеет максимальное значение пластичности в диапазоне температур 300-400 °С.

Ключевые слова: растяжение, кручение, растягивающее кручение, алюминиевый сплав 7075, возврат, полигонизация, рекристаллизация, сопротивление деформации, предельная пластичность.

Введение. Сплавы на основе алюминия являются важными и широко применяемыми материалами во многих отраслях промышленности [1]. Благодаря большому разнообразию составов, известных к настоящему времени, эти материалы обладают очень широким комплексом физических и механических характеристик. Однако для сохранения лидирующих позиций в разряде перспективных материалов для наиболее востребованных к настоящему времени отраслей промышленности – авиационной, космической, автомобильной и других – требуется постоянное совершенствование способов получения и обработки сплавов.

Большая часть металлических полуфабрикатов, применяемых в качестве конструкционных материалов в машиностроении, строительстве, транспорте, в энергетических и других отраслях, производится с использованием нескольких стадий металлургического передела, включающих процессы плавки, литья и деформации слитков методами прессования, протяжки, прокатки, ротационной или обычнойковки [2]. Средний размер зерен в получаемых такими методами объемных деформированных полуфабрикатах обычно находится в пределах от нескольких долей до нескольких единиц миллиметров, и он тем больше, чем больше поперечное сечение материала.

В последние годы широкое применение получили методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволившие резко измельчить структуру металлов и сплавов и регулировать их свойства [3]. Методы ИПД осуществляются с высоким уровнем накопленной деформации ($\epsilon \geq 4-8$). Проведенные к настоящему времени экспериментальные и теоретические исследования деформационного поведения металлов и сплавов наглядно продемонстрировали положительную роль ИПД. Этими нетрадиционными методами удастся деформировать заготовку без изменения сечения и формы, достигая необходимых высоких степеней деформации, и подготавливать структуру для дальнейшего измельчения зерна с помощью формообразующей пластической деформации при температуре ниже температуры рекристаллизации обрабатываемого материала.

Создание с использованием процессов ИПД, нанокристаллического или ультрамелкозернистого (УМЗ) состояний в металлах и сплавах, с размером зерен менее микрона, приводит к изменению некоторых их физических величин и заметному (в 1,5–3 раза) увеличению характеристик прочности [4]. Металлы после ИПД характеризуются тем, что размер элементов их структуры сопоставим с характеристической длиной различных физических явлений (размером петли Франка-Рида для скольжения дислокаций, длиной свободного пробега электронов для электрокинетических явлений, размером домена для магнитных явлений и т.д.). Из-за малости отдельных структурных элементов (порядка десятков нанометров) и развитой сети границ раздела между ними, процессы переноса вещества и энергии протекают в этих структурах иным образом, чем в системах того же химического состава, но с гораздо большими размерами элементов. Отличие процессов переноса вещества и энергии обуславливает совершенно необычные свойства известных материалов в наноструктурном состоянии.

Следует отметить, что в последнее время увеличивается количество способов ИПД. В настоящее время используются: кручение под гидростатическим давлением [5]; равноканальное угловое прессование (РКУП) [6, 7]; равноканальное угловое прессование в параллельных каналах (РКУП-ПК) [8, 9]; равноканальная многоугольная экструзия [10]; аккумулируемая прокатка [11]; винтовая экструзия [12]; уширяющая экструзия [12]; всесторонняя ковка [13]; равноканальное угловое прессование по схеме Conform (РКУП-К) [14] и др.

Получаемый при ИПД размер зерен и характер формирующейся структуры зависят от применяемого метода ИПД, режимов обработки, фазового состава и исходной микроструктуры материала [3].

В связи с основным назначением процессов ИПД, одной из основных задач становится задача прогнозирования структурообразования при использовании той или иной схемы нагружения, а также исследование влияния температурно-скоростных режимов деформирования на структуру и свойства обрабатываемых металлов.

Во всех известных работах [3, 4] установлено, что к получению зерен субмикроструктурного и нанокристаллического уровня приводит сочетание двух факторов. Это высокая интенсивность и существенная немонотонность деформации, осуществляемой при температурах не выше температуры протекания процесса возврата. Первый процесс обеспечивает необходимое генерирование дислокаций и эволюцию дислокационной структуры, а второй процесс – активизацию новых систем скольжения решеточных дислокаций и их взаимодействие с образующимися при деформации малоугловыми границами фрагментов, что приводит к их перестройке в высокоугловые границы общего типа. Необходимо также наличие высокого гидростатического давления, необходимого для предотвращения образования трещин и пор.

Заметим, что реализация процессов ИПД невозможна без решения характерных для процессов обработки металлов давлением задач [15]: определение напряженно-деформированного состояния заготовки; расчет деформационных, силовых параметров процесса; прогнозирование разрушения металла; правильное проектирование и изготовление деформирующего инструмента и оснастки; подбор смазок и т. д.

При ИПД процессу разрушения предшествует накопление поврежденности, сопровождающееся пластическим разрыхлением металла [15, 16]. Общим для выделяемых в настоящее время дислокационного и вакансионного механизма накопления поврежденности является тот факт, что зарождению микро- и субмикротрещин предшествует пластическая деформация. Известно несколько дислокационных механизмов образования субмикротрещин. Каждый из этих механизмов развивается при наличии движения дислокаций, т.е. пластических деформаций, и зависит от типа кристаллической решетки, возможностей для движения дислокаций в пересекающихся плоскостях, наличия дислокационных сеток и дислокационных скоплений, границ двойников, субзерен, межзеренных границ и т.п. В процессе дальнейшей пластической деформации, субмикротрещины могут развиваться и превращаться в стабильную микропору. Причиной образования микропор являются также включения и твердые частицы второй фазы. Таким образом, накопление поврежденности металла начинается с первых актов пластической деформации. Многочисленными экспериментами установлено, что поврежденность металла при пластической деформации увеличивается с ростом накопленной деформации, зависит от условий и характера деформирования. С развитием пластических деформаций, отдельные субмикротрещины и субмикропоры объединяются с образованием микротрещин и микропор, их слияние приводит к образованию макропор и магистральных макротрещин, по которым происходит макроразрушение металла. Макроразрушению способствуют также микро- и макропоры, микро- и макротрещины, пустоты, неметаллические включения и магистральные трещины.

Хорошо известно, что деформация в условиях ИПД – сложный многоуровневый процесс, сопровождающийся существенными текстурными и структурными преобразованиями материала [3, 4]. Исследования, выполненные на цветных и черных металлах и сплавах, показывают, что постдеформационные структурные изменения и разрушения определяются не только типом решетки и интенсивностью деформации, но также и схемой приложения деформирующих нагрузок.

Исследованиями, проведенными в работах [3], показано, что во многих процессах ИПД заготовка деформируется знакопеременным изгибом, растяжением, кручением и т.д.

Следует отметить, что экспериментальное и теоретическое исследование влияния кручения, растяжения, растягивающего кручения на структурообразование и разрушение материала заготовки имеет большое значение, так как позволяет поэтапно проследить за изменением структуры и свойств в ходе деформации при изменении напряженного состояния и степени деформации.

В работе ставилась цель: исследовать влияние механической схемы деформации, возникающей при ИПД, на сопротивление деформации, формирование структур и нарушение сплошности материала заготовки.

Оборудование, материалы и методика исследования. Для исследования зависимости сопротивления деформации и пластичности от степени деформации в температурно-скоростных

условиях, характерных для основных процессов ИПД металлов и сплавов, выбран метод пластометрических испытаний на растяжение, кручение и растягивающее кручение цилиндрических образцов сплошного сечения. Выбранный метод позволяет определить текущие значения сопротивления деформации в условиях постоянства скорости деформации и температуры испытания.

Пластометрические исследования проводили с использованием торсионного пластометра STD 812 (рисунок 1,а) [17]. Данный пластометр позволяет испытывать образцы при температурах до 1500 °С со скоростью нагрева и охлаждения до 100 К/сек, при скоростях деформации до 50 с⁻¹ при кручении и до 1,0 с⁻¹ при растяжении и сжатии, степенях деформации – до 0,7 при сжатии, до 0,4 при растяжении и до 10,8 при кручении. В процессе испытания реализуется непрерывное или дробное кручение с заданной степенью и скоростью деформации на каждом проходе. Пластометр оснащен блоком управления и компьютерной программой, которые позволяют автоматически выдавать кривые сопротивления деформации металлов и сплавов.



Рисунок 1 – Торсионный пластометр STD 812 (а) и расположение образца в камере (б):
1 – образец, 2 – держатели, 3 – термопара типа К, 4 – электромагнитный индукционный нагреватель,
5 – система охлаждения форсунки, 6 – пирометр, 7 – лазерные датчики для измерения диаметра образца

Нагрев осуществляется в электропечи или индукторе, среда нагрева и испытания – воздух, аргон, вакуум (10^{-4} МПа). Температура образца до испытания, во время и после испытания задаются по любому реальному закону, как функция от времени. Предусмотрена закалка образца в воде, в том числе и мгновенная.

Скручивающий пластометр позволяет моделировать реальные процессы обработки давлением, получать структуру материала, свойственную данному процессу, и оптимизировать те же параметры с точки зрения обеспечения заданной структуры и свойств материала. Данный пластометр позволяет определять характеристики пластичности материалов с учетом изменения температуры и скорости деформации, неравномерности деформации по длине и сечению образца. Благодаря этому является возможным проведение обобщенной процедуры определения пластических характеристик при кручении в повышенных температурах.

В качестве материала заготовки был выбран алюминиевый сплав 7075. Испытания проводились в вакууме и постоянной скорости деформации (см. таблицу 1). Для проведения экспериментов использовали цилиндрические образцы диаметром $D = 8$ мм и с базовой длиной $L = 20$ мм, а для измерения и контроля изменений температуры применяли термопару типа К. Термопара типа К сваривалась с боковой поверхностью образцов. Образцы в индукционном нагревателе нагревали до температур 200, 300, 400 °С при постоянной скорости 5 °С/с, выдерживали при этой температуре в течение 10 с и деформировали кручением, растяжением и скручивающим растяжением со скоростью деформации 1,0 с⁻¹. После деформации образцы охлаждали со скоростью 20 °С/с. Общий вид расположения образца в аппарате представлен на рисунке 1,б.

Для определения степени деформации сдвига до разрушения при торсионных испытаниях на кручение использовали следующее уравнение [17]:

$$\Lambda_p = \frac{2 \cdot \pi \cdot R \cdot N}{\sqrt{3} \cdot L}; \quad (1)$$

где R – радиус образца, L – длина образца, N – количество скручиваний (оборотов) образца.

При кручении цилиндрических образцов показатель напряженного состояния можно определить по формуле [18]

$$k_{\text{жс}} = \frac{\sigma}{T} = -\frac{P}{0,58\sigma_s}. \quad (2)$$

В некоторых работах [18] среднее значение показателя напряженного состояния для кручения принимается равным нулю, т.е. $(k_{\text{жс}})_{\text{ср}} = 0$.

При растяжении цилиндрических образцов с выточкой происходит изменение параметров шейки. Разрушение наступает на оси образца в зоне шейки, где схема напряженного состояния близка к схеме всестороннего растяжения. Средний за процесс деформирования показатель напряженного состояния рассчитывается по формуле [18]

$$k_{\text{жс}} = \left(\frac{\sigma}{T} \right)_{\text{ср}} \approx 0,72 + \frac{\sqrt{3}}{2} \ln \left[1 + \frac{3}{4} \left(\frac{d_0}{R_0} \right) \right], \quad (3)$$

где d_0 и R_0 – величины, характеризующие размеры шейки образцов.

Накопленная степень деформации сдвига Λ_p , соответствующая моменту разрушения образца, определяется по формуле [18]

$$\Lambda_p = 2\sqrt{3} \ln \frac{d_0}{d_h}. \quad (4)$$

Из работы [18] известно, что величина Λ_p при растягивающем кручении определяется путем суммирования предельной степени деформации сдвига для кручения $\Lambda_{p, \kappa}$ и растяжения $\Lambda_{p, \text{в}}$. Согласно работе [19], предельную степень деформации сдвига для кручения $\Lambda_{p, \kappa}$ и растяжения $\Lambda_{p, \text{в}}$ можно определить по формуле:

$$\Lambda_{p, \kappa} = \gamma = \frac{\pi \cdot d_o \cdot n}{l_o}; \quad \Lambda_{p, \text{в}} = \ln(d_o / d_{\kappa})^2, \quad (5)$$

где n – число оборотов активного захвата до разрушения образца; l_o и d_o – начальная и конечная длина и диаметр образца; d_{κ} – конечный диаметр заготовки.

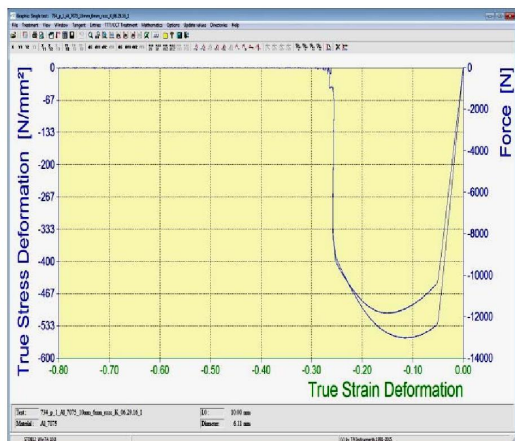
Следует отметить, что пластометр STD 812 позволяет без затруднений определить начальные, промежуточные и конечные геометрические параметры образцов.

По нашему мнению, при растягивающем кручении цилиндрических образцов показатель напряженного состояния можно определить как сумму величин, рассчитанных по формулам (2) и (3).

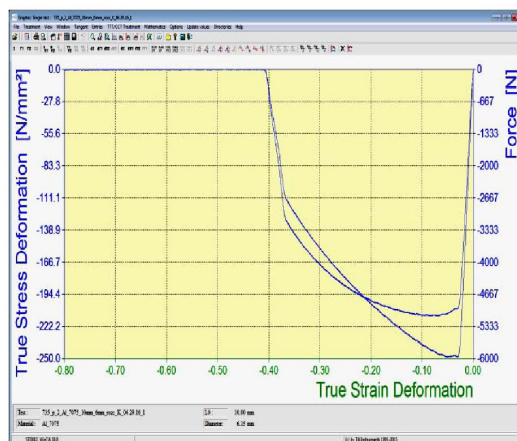
Для оценки влияния кручения, растяжения и растягивающего кручения на структуру материала провели металлографические исследования. Шлифы для металлографического исследования готовили по традиционной методике на шлифовальных и полировочных кругах. Для травления образцов был использован раствор азотной кислоты в этиловом спирте.

Металлографический анализ провели с использованием универсального микроскопа Neophot 32 (Karl Zeiss, Jena) (Германия). Микроскоп Neophot 32 предназначен для металлографической микроскопии и создания фотоснимков. Наблюдение может производиться методом светлого и темного поля, в поляризованном свете, с изменением кратностей увеличения. Увеличение микроскопа, крат: от 10 до 2000. Микроскоп оснащен цифровым зеркальным фотоаппаратом Olimpus с выводом полученного изображения и сохранением снимков на компьютере.

Результаты и их обсуждение. На рисунках 2–5 приведены кривые течения алюминиевого сплава 7075 при температурах 200, 300 и 400 °С, полученных при растяжении, кручении и растягивающем кручении образцов. Если на начальном участке кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ (напряжение течение – истинная деформация) при всех исследованных температурах напряжение течения интенсивно возрастает, то с ростом $\bar{\epsilon}$ кривые течения все более заметно приобретают параболическую форму.



а



б



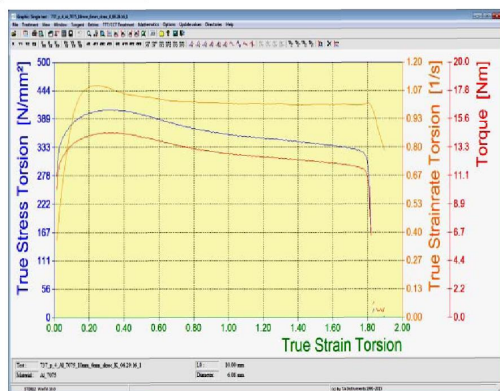
в

Рисунок 2 – Влияние растяжений на изменение сопротивления деформации алюминиевого сплава 7075:
а – 200 °C; б – 300 °C; в – 400 °C

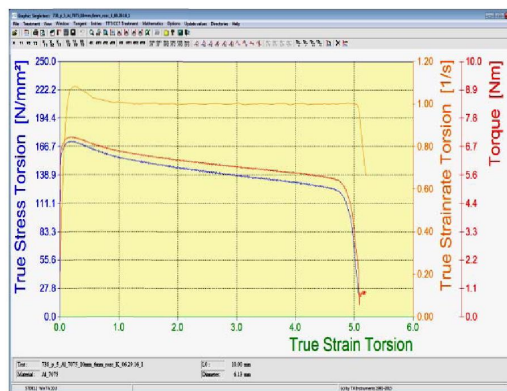
Все это говорит о том, что в начальном этапе деформации металл образца упрочняется, а в последующих этапах в структуре металла активно проходят разупрочняющие процессы.

Деформирование растяжением при температуре 200 °C (см. рисунок 2, а) приводит к заметному увеличению напряжения течения в начальном этапе испытания и резкому падению данного напряжения в последующих этапах деформации. Все это свидетельствует о прохождении процесса разупрочнения по механизму динамического возврата и полигонизации, а также сильной локализации деформации в шейке образца [20]. Интенсивный динамический возврат начинается на восходящей части кривой и протекает в структуре металла при непрерывно меняющихся напряжениях. Период формирования полигонизованной структуры наступает при достижении значений $\sigma_s = \sigma_{\max}$ (см. рисунок 2, а). Однако, на этой стадии в металле проходит неустановившийся процесс полигонизации. Из-за прохождения неустановившегося процесса полигонизации, в структуре металла будут формироваться зерна и субзерна неодинакового размера [20].

Приложение кручения и растягивающего кручения к образцу при температуре 200 °C (см. рисунки 3а, 4а, 5а) приводит к получению на кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ участков с установившимися течениями ($\sigma_s = \sigma_{\text{уст}}$), наличие которых свидетельствует о прохождении динамической полигонизации при условии $d\sigma_s/d\bar{\epsilon} = 0$ [20]. При этих испытаниях в металле завершается переход от стадий неустановившейся к стадии установившейся динамической полигонизации. Поэтому в металле будет формироваться устойчивая структура с высоким уровнем физико-механических свойств, и постоянство размера субзерен будет обеспечиваться за счет процесса реполигонизации.



a



б



в

Рисунок 3 – Влияние кручений на изменение сопротивления деформации алюминиевого сплава 7075:
а – 200 °С; б – 300 °С; в – 400 °С

Растяжение при температуре 300 °С приводит к появлению на кривой течения ярко выраженного максимума при малом значении $\bar{\epsilon}$ (примерно равно 0,05) и резкому падению напряжений течений при увеличении степени деформации (рисунок 2б). Причиной резкого падения напряжений течений является локализация деформации в шейке растягиваемого образца и прохождение в структуре металла процесса динамической полигонизации в области малых деформаций.

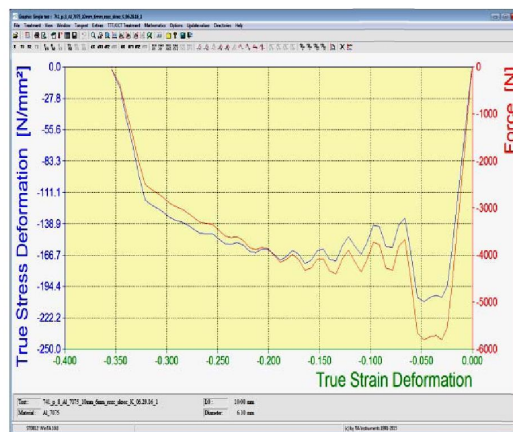
Испытание образцов кручением и растягивающим кручением при температуре 300 °С приводит также к появлению ярко выраженных максимумов на кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ (рисунки 3б, 4б и 5б). При этом напряжение течения медленно уменьшается с увеличением степени деформации $\bar{\epsilon}$. Наличие ярко выраженного максимума на кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ и медленное падение напряжения течения является достаточно надежным признаком протекания в металле процессов динамической полигонизации и рекристаллизации [20]. При этом в металле достигается критическая плотность дислокаций, которой соответствует так называемая критическая степень деформации $\epsilon_{кр}$. Величина $\epsilon_{кр}$ обычно составляет 0,8 – 0,9 от величины ϵ_x . Следует отметить, что величина ϵ_x характеризует степень деформации, когда стадия $(d\sigma_s/d\bar{\epsilon} > 0)$ переходит в стадию $(d\sigma_s/d\bar{\epsilon} < 0)$, т.е. когда процессы разупрочнения интенсифицируются и превалируют над процессом деформационного упрочнения. Чем меньше величина ϵ_x при данной скорости деформации, тем быстрее металл начинает разупрочняться.

Таким образом, деформирование кручением и растягивающим кручением при температуре 300 °С приводят к появлению на кривых течения заметно выраженного максимума значения σ_s . Куполообразная форма кривых течения (рисунки 3б, 4б и 5б) указывает, что с ростом степени де-

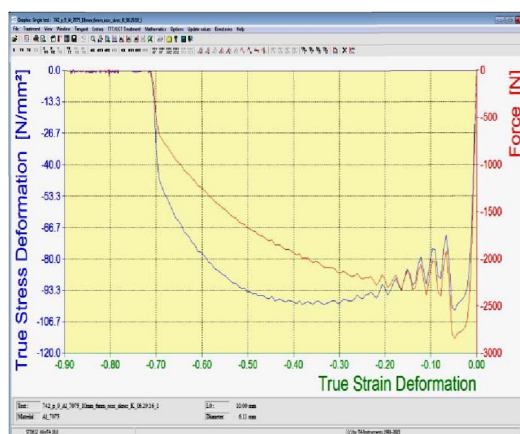
формации процессы динамического разупрочнения играют все возрастающую роль благодаря значительному увеличению скорости диффузионных процессов в интервале температур 280–300 °С. В данном случае характер кривых течения определяется не только процессом динамического возврата (полигонизации), но и процессом динамической рекристаллизации.



а



б



в

Рисунок 4 – Влияние кручений при скручивающем растяжении на изменение сопротивления деформации алюминиевого сплава 7075: а – 200 °С; б – 300 °С; в – 400 °С

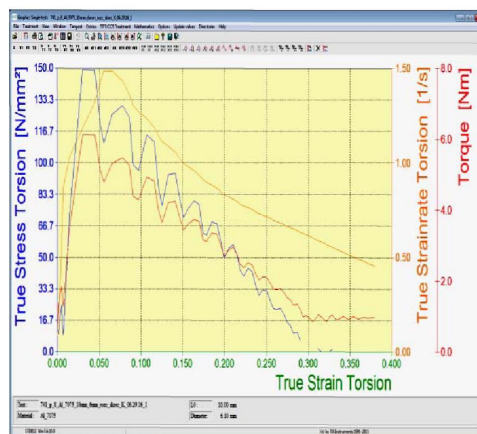
При этих видах деформации дислокационная структура металла определяется размером зерен и субзерен, которые сильно меняются с ростом $\bar{\epsilon}$, что позволяет получать мелкозернистую стабильную структуру в области больших деформаций. Деформирование в этом температурном диапазоне (280–300 °С) кручением или растягивающим кручением позволяет процессам динамического разупрочнения все же превалировать над процессом горячего наклепа и кривые $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ проходят с небольшим коэффициентом деформационного упрочнения ($d\sigma_s/d\bar{\epsilon} \geq 0$).

Установлено, что во всех видах деформации повышение температуры испытаний до 400 °С приводит к заметному влиянию на характер кривых течений процессов динамического разупрочнения. С увеличением температуры деформации максимум кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ все больше смещается в область меньших степеней деформации. Начальный участок кривых течения определяется в основном процессом деформационного упрочнения различной интенсивности, повышается плотность дислокаций, образуются их нерегулярные сплетения, а затем и ячеистая структура горячего наклепа [20]. С ростом степени деформации в металле все более заметно проявляются процессы

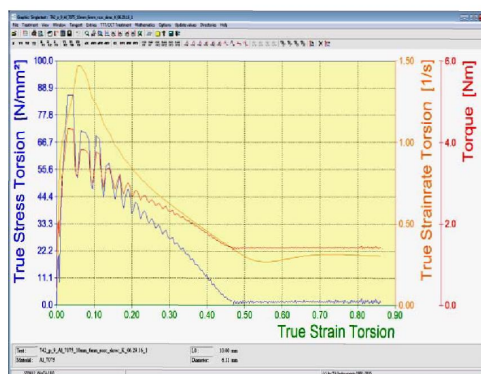
динамического разупрочнения, происходят развитие процесса переползания дислокаций и накопление необходимого количества точечных дефектов. В структуре образуются субзерна различных типов, и структура горячего наклепа постепенно заменяется полигонизованной и рекристаллизованной. Все более растет доля равноосных субзерен и зерен, которые образуются путем «переползания» первичных субзерен субграницами другой системы, совершенствованием ячеистой структуры металла, а также прохождением в структуре металла первичной рекристаллизации.



а



б



в

Рисунок 5 – Влияние растяжений при скручивающем растяжении на изменение сопротивления деформации алюминиевого сплава 7075: а – 200 °C; б – 300 °C; в – 400 °C

Таким образом, характер и уровень кривых сопротивления деформации определяются взаимодействием процессов деформационного упрочнения и динамического разупрочнения, одновременно протекающих в металле при повышенных температурах [20]. Начальный участок кривых течения характеризуется деформационным упрочнением различной интенсивности. После стадии единичного и множественного скольжения на кривых сопротивления деформации наблюдается параболический участок со снижением коэффициента упрочнения. С ростом степени деформации участок параболического упрочнения трансформируется либо в участок установившегося течения или в участок снижения величины сопротивления деформации, где скорость процессов динамического разупрочнения преобладает над скоростью процесса деформационного упрочнения.

Исследование исходной структуры алюминиевого сплава 7075 показало, что в структуре образца имеются сравнительно крупные зерна со средним размером ~143 мкм. Зерна распределены достаточно равномерно.

Деформирование образцов растяжением, кручением и растягивающим кручением в температурном диапазоне 200–400 °C привело к значительному измельчению размеров зерен по сравнению с

исходным размером зерен. Так, образцы, деформированные растяжением и кручением, имеют мелкозернистую структуру с размером зерен 41 и 52 мкм, соответственно. Следует отметить, что образцы, деформированные растягивающим кручением, получили сравнительно большую фрагментацию зерен. Поэтому микроструктура образцов, деформированных этим видом деформации, имеют мелкозернистую структуру с размером зерен 28 мкм.

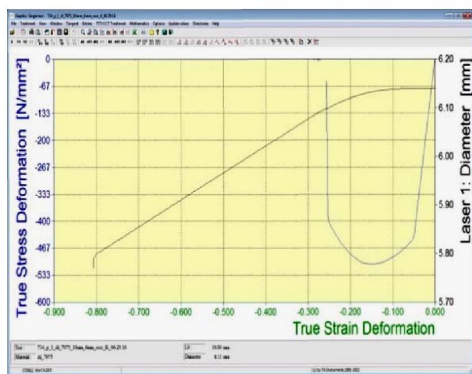
Анализируя структуру и кривые сопротивления деформации, можно сделать заключение, что структура алюминиевого сплава 7075 характеризуется следующими стадиями изменения:

- формирование слабо вытянутых зерен с частично зазубренными границами и динамическим возвратом образования субструктуры ($\bar{\varepsilon} < \varepsilon_x$);
- завершение формирования субструктуры динамической полигонизации и появление рекристаллизованных зерен на границе первичных зерен ($\bar{\varepsilon} = \varepsilon_x$);
- рост доли рекристаллизованных зерен в субструктуре динамической полигонизации ($\bar{\varepsilon} > \varepsilon_x$);
- с возможным сохранением субструктуры динамической полигонизации формирование рекристаллизованных зерен в большинстве объема заготовки ($\sigma_s \leq \sigma_{уст}$).

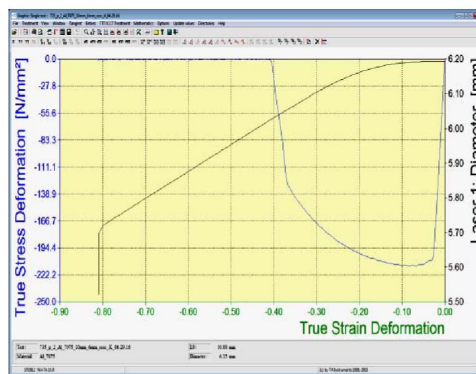
Проведение экспериментов на пластометре STD 812 позволило без затруднений определить начальные, промежуточные и конечные размеры образцов (рисунки 6–9) и определить по формулам (1), (4) и (5) предельную степень деформации сдвига, а по формулам (2) и (3) коэффициент жесткости схемы напряженного состояния.

График изменения предельной пластичности (рисунок 10) показывает, что область максимального значения пластичности для алюминиевого сплава лежит в диапазоне температур 300–400 °С.

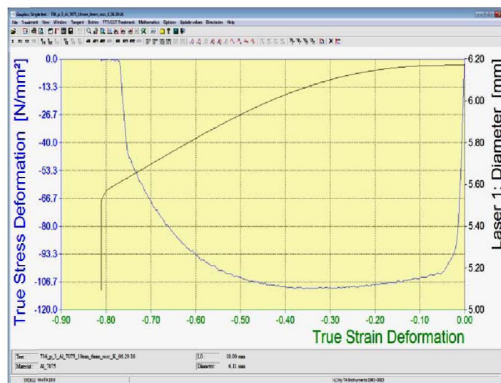
При температуре 200 °С алюминиевый сплав 7075 имеет высокое скоростное упрочнение и сравнительно низкий уровень значений предельной пластичности (рисунок 6), а, следовательно, обладает пониженной технологической деформируемостью.



а



б

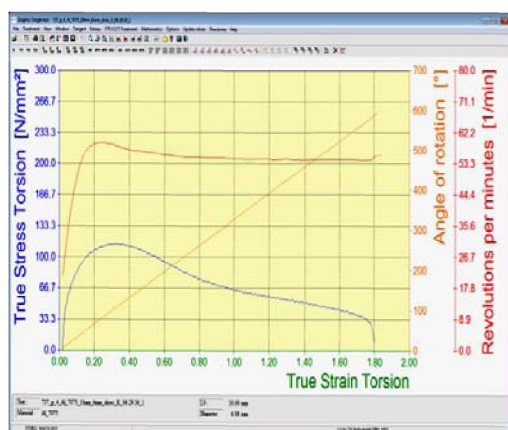


в

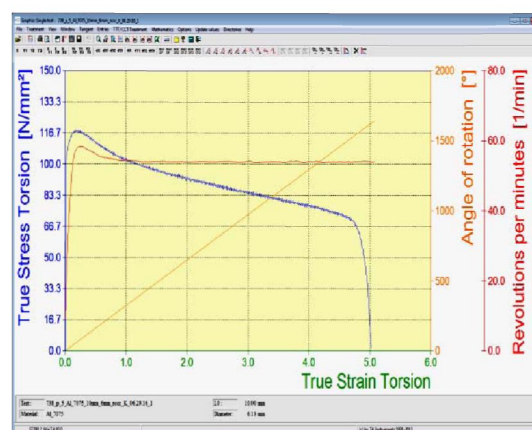
Рисунок 6 – Изменение диаметра растягивающих образцов при температуре 200 °С (а), 300 °С (б) и 400 °С (в)

При температурах выше 300 °С увеличение $\bar{\epsilon}$ значительно снижает деформационное упрочнение, что приводит к существенному повышению пластичности алюминиевого сплава 7075. Если до 300 °С величина $A_p(\epsilon)$ примерно изменяется в диапазоне 0,2 – 1,8, то в диапазоне от 300 до 400 °С этот показатель достигает значений от 0,75 до 7,5 (рисунок 7). Следовательно, температурный диапазон от 300 до 400 °С является наилучшим для пластической деформации сплава, поскольку здесь интенсивно проходит процесс динамической полигонизации и рекристаллизации, стабилизирующий структурное состояние данного сплава.

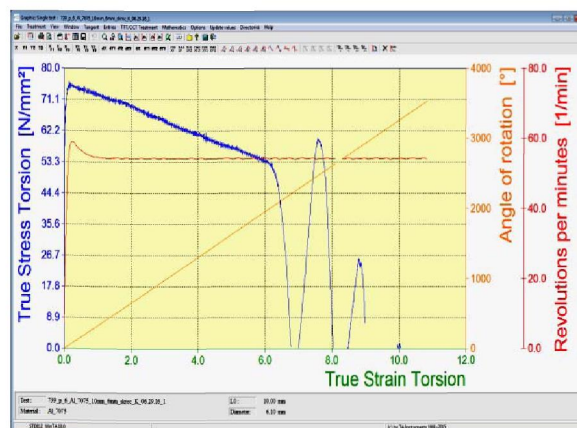
В целом, алюминиевый сплав 7075 характеризуется достаточно высоким уровнем предельной пластичности и имеет широкий диапазон удовлетворительной деформируемости. С ростом температуры испытания наблюдается повышение значения предельной пластичности при рассмотренных скоростях деформации. При этом значение A_p выше для более низкой скорости деформации, когда процессы динамического разупрочнения успевают проходить в более полной мере.



а

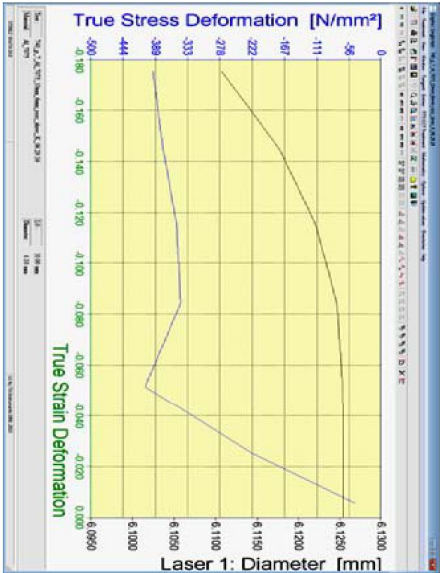


б

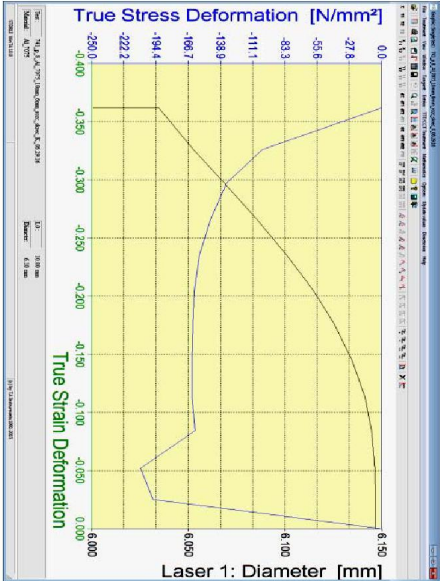


в

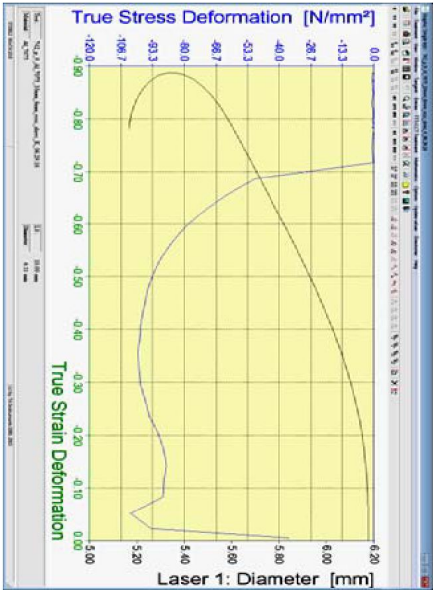
Рисунок 7 – Изменение угла поворота скручивающихся образцов при температуре 200 °С (а), 300 °С (б) и 400 °С (в)



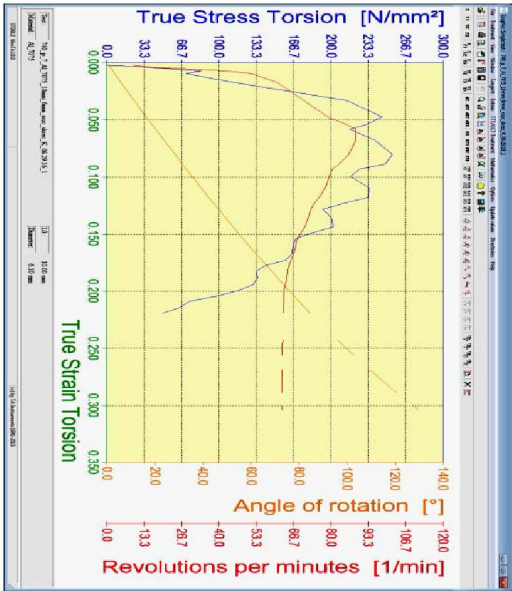
a



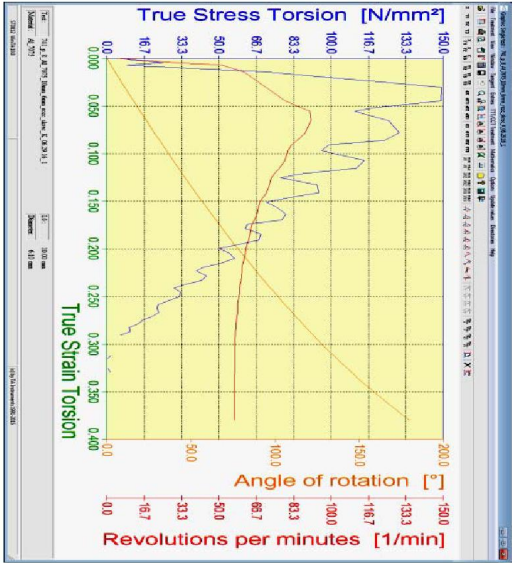
b



c

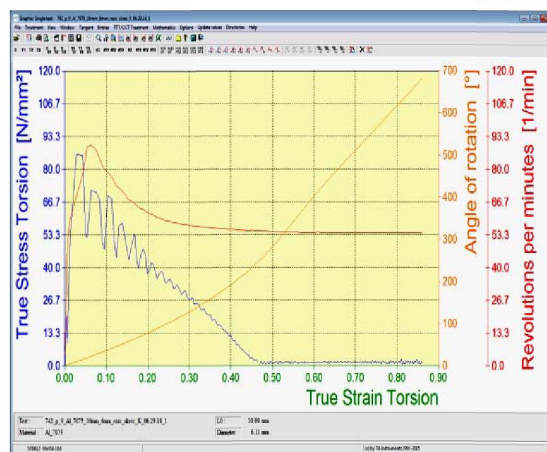


a



b

Рисунок 8 – Изменение диаметра с кручением растягивающих образцов при температуре 200 °C (a), 300 °C (b) и 400 °C (c)



6

Рисунок 9 – Изменение угла поворота с кручением растягивающего образца при температуре 200 °C (а), 300 °C (б) и 400 °C (в)

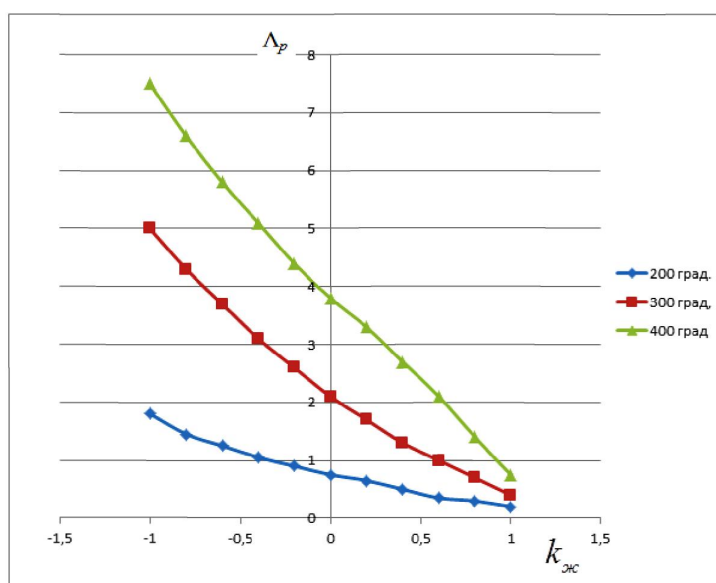


Рисунок 10 – Кривые предельной пластичности алюминиевого сплава 7075

Выводы. Исследование влияния различных видов деформации на сопротивление деформации и микроструктуру алюминиевого сплава 7075 и анализ полученных результатов приводят к формулировке следующих результатов:

- пластометрические испытания показали, что существенное влияние на кривые сопротивления деформации оказывает вид прилагаемой нагрузки. При приложении растягивающих деформаций происходит локализация деформации в шейках очага деформации по сравнению с кручением и скручивающим растяжением;
- при приложении на образец скручивающего растяжения формируется сравнительно мелкозернистая структура по сравнению с приложением на образец растягивающей или скручивающей нагрузки;
- алюминиевый сплав 7075 имеет максимальное значение пластичности в диапазоне температур 300–400 °C.

Источник финансирования исследований. Статья написана в рамках финансируемой госбюджетной темы №757 МОН.ГФ.15.ЭМ4: «Разработка новой конструкции многофункционального стана для прокатки листов высокого качества».

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов: монография. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 511 с.
- [2] Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник / Изд. 4-е, перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 427 с.
- [3] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, подвергнутые интенсивной пластической деформации. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
- [4] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
- [5] Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1955. – 444 с.
- [6] Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
- [7] Рааб Г.И., Валиев Р.З. Равноканальное угловое прессование длинномерных заготовок // Цветная металлургия. – 2000. – № 5. – С. 50–53.
- [8] Raab G.I. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels // Materials Science and Engineering. A 410-411. – 2005. – P. 230–233.
- [9] Raab G.I. Equal-channel pressing in parallel channels // Proceedings of TMS. – 2005. – P. 229-231.
- [10] Равноканальная многоугольная экструзия / В.Н. Варюхин, В.З. Спусканюк, Н.И. Матросов [и др.] // Физика и техника высоких давлений. – 2001. – Т. 11, № 1. – С. 31-39.
- [11] Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai et al // ActaMaterialia. – 1999. – Vol. 47. – Issue 2. – P. 579-583.
- [12] Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин [и др.]. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 86 с.
- [13] Salishev G.A., Valiakhmetov O.R., Galejev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // Joint Materials Science. – 1993. – Vol. 28. – P. 289-290.
- [14] Рааб Г.И., Сафин Ф.Ф., Валиев Р.З. Моделирование процесса равноканального углового прессования по схеме «Конформ» титановой длинномерной заготовки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2006. – № 6. – С. 41-44.
- [15] Богатов А.А. Особенности реологического поведения и разрушения металла при монотонной и знакопеременной деформации. Сб. Пластическая деформация сталей и сплавов. – М.: МИСиС, 1996. – 360 с.
- [16] Паршин В.А., Зудов Е.Г., Колмогоров В.Л. Деформируемость и качество. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
- [17] Grosman F., Hadasik E.: Technologicz na plastycznosc metali. Badania plastometryczne, Wydawnictwo Politechniki Slaskiej. – ISBN 83-7335-204-X. – Gliwice 2005. – P. 11-12.
- [18] Машекова А.С., Смаилова Н.Т., Машеков С.А. Проблемыковки титановых сплавов и их решения. – Ч. 1 и 2. Монография. – Издательство: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2013. – 230 и 251 с.
- [19] Харитонов В.А., Полякова М.А., Усанов М.Ю. Радиально-сдвиговая протяжка как эффективный способ повышения качества круглой проволоки // Труды научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР». – Т. 2. – Екатеринбург: УрО РАН, 2011. – С. 521-532.
- [20] Диаграммы горячей деформации, структура и свойства стали: Справочник / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина и С.Д. Прокошкин. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

REFERENCES

- [1] Belov N.A. Fazovyy sostav promyshlennyh i perspektivnyh aljuminievyh splavov: monografija. M.: Izd. Dom MISiS, 2010. 511 p.
- [2] Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov: Uchebnik / Izd. 4-e, pererab. i dop. M.: MISiS, 2005. 427 p.
- [3] Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, podvergnutyje intensivnoj plasticheskoj deformacii. M.: Logos, 2000. 272 p.
- [4] Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Ob#emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy. M.: IKC «Akademkniga», 2007. 398 p.
- [5] Bridzhmen P.V. Issledovanie bol'shih plasticheskikh deformacij i razryva. M.: Izd-vo inostrannoj literatury, 1955. 444 p.
- [6] Processy plasticheskogo strukturoobrazovanija metallov / V.M. Segal, V.I. Reznikov, V.I. Kopylov i dr. Minsk: Nauka i tehnika, 1994. 232 s.
- [7] Raab G.I., Valiev R.Z. Ravnokanal'noe uglovoe pressovanie dlinnomernyh zagotovok // Cvetnaja metallurgija. 2000. N 5. P. 50-53.
- [8] Raab G.I. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels // Materials Science and Engineering. A 410-411. 2005. P. 230-233.
- [9] Raab G.I. Equal-channel pressing in parallel channels // Proceedings of TMS. 2005. P. 229-231.
- [10] Ravnokanal'naja mnogouglovaja jekstruzija / V.N. Varjuhin, V.Z. Spuskanjuk, N.I. Matrosov [i dr.] // Fizika i tehnika vysokih davlenij. 2001. Vol. 11, N 1. P. 31-39.
- [11] Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai et al // ActaMaterialia. 1999. Vol. 47. Issue 2. P. 579-583.
- [12] Vintovaja jekstruzija – process nakoplenija deformacii / Ja.E. Bejgel'zimer, V.N. Varjuhin [i dr.]. Doneck: Firma TEAN, 2003. 86 p.

- [13] Salishev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // Joint Materials Science. 1993. Vol. 28. P. 289-290.
- [14] Raab G.L., Safin F.F., Valiev R.Z. Modelirovanie processa ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya po sheme «Konform» titanovoj dlinnomernoj zagotovki // Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem. 2006. N 6. P. 41-44.
- [15] Bogatov A.A. Osobennosti reologicheskogo povedeniya i razrusheniya metalla pri monotomnoy i znakoperemennoy deformacii. Sb. Plasticheskaya deformatsiya staley i splavov. M.: MISiS, 1996. 360 p.
- [16] Parshin V.A., Zudov E.G., Kolmogorov V.L. Deformiruemost' i kachestvo. M.: Metallurgiya, 1979. 192 p.
- [17] Grosman F., Hadasik E.: Technologicz na plastycznosc metali. Badania plastometryczne, Wydawnictwo Politechniki Slaskiej. ISBN 83-7335-204-X. Gliwice 2005. P. 11-12.
- [18] Mashekova A.S., Smailova N.T., Mashekov S.A. Problemy kovki titanovykh splavov i ih resheniya. Ch. 1 i 2. Monografiya. Izdatel'stvo: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2013. 230 i 251 p.
- [19] Haritonov V.A., Poljakova M.A., Usanov M.Ju. Radial'no-sdvigovaya protjazhka kak jeffektivnyj sposob povysheniya kachestva s ispol'zovaniem zavershennykh fundamental'nykh issledovanij i NIOKR». Vol. 2. Ekaterinburg: UrO RAN, 2011. P. 521-532.
- [20] Diagrammy gorjachej deformacii, struktura i svoystva stali: Spravochnik / M.L. Bernshtejn, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina i S.D. Prokoshkin. M.: Metallurgiya, 1989. 544 p.

С. А. Машеков¹, Henryk Dyja², Б. Н. Абсадыков³, Э. А. Тусупкалиева¹, А. С. Машекова¹

¹Қ. И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университеті, Алматы, Қазақстан,

²Ченстохов технологиялық университеті, Ченстохов, Польша,

³Институт химических наук им. А. Б. Бектурова, Алматы, Казахстан

7075 АЛЮМИНИЙ ҚОРЫТПАСЫН ҚАРҚЫНДЫ ПЛАСТИКАЛЫҚ ДЕФОРМАЦИЯЛАУДЫҢ ҰТЫМДЫ ТЕМПЕРАТУРА-ДЕФОРМАЦИЯЛЫҚ РЕЖИМДЕРІН ФИЗИКАЛЫҚ МОДЕЛЬДЕУМЕН АНЫҚТАУ

Аннотация. Қарқынды пластикалық деформацияның әртүрлі тәсілдерін қолданған кезде деформация ошағында тарту, бұралу, бұрап тарту сияқты деформация түрлері пайда болатындығы мақалада айтылған.

Жоғарыда айтылған себептермен жұмыста, қарқынды пластикалық деформацияны жүргізген кезде пайда болатын деформацияның механикалық сұлбасының 7075 алюминий қорытпасының деформациялау кедергісіне, құрылымының қалыптасуына және иледілік шегіне әсері зерттелген. Зерттеу STD 812 пластометрінде жүргізілді.

Пластометрде жүргізілген тіжірібелер, түсірілген жүктеменің түрі деформация кедергісінің қисық сызығына елеулі әсерін тигізетіндігін көрсетті. Дайындамаға бұрау, тартумен бұрау сияқты жүктемені түсірумен салыстырғанда, тартатын деформацияны түсіретін болса, онда деформация ошағының мойнағында деформация қатты шоғырлатындығы мақалада айтылған.

Алюминий қорытпаларынан жасалған дайындамаларды тарту, бұрау, бұрап тарту сияқты деформация түрлерімен деформациялағанда, оларда салыстырмалы ұсақтүйіршікті құрылым қалыптасатындығы мақалада анықталған. Осы кезде, тарту және бұрау сияқты деформация түрлерімен деформацияланған үлгіліктермен салыстырғанда, тартатын бұраумен деформацияланған үлгіліктерде тым ұсақтүйіршікті құрылым құрылатындығы жұмыста табылды. Мақалада тағы да, 7075 алюминий қорытпасы 300–400 °C температура аралықтарында илемділіктің максимальды мәніне ие болатындығы анықталды.

Түйін сөздер: тарту, бұрау, тартып бұрау, 7075 алюминий қорытпасы, қайту, полигонизация, рекристаллизация, деформация кедергісі, шекті илемділік.

Сведения об авторах:

МашековСерик Акимович – доктор технических наук, профессор, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра «Станкостроение, материаловедение и технология машиностроительного производства» (СМиТМП), mashekov.1957@mail.ru

Henryk Dyja – д.т.н., профессор, Ченстоховский технологический университет, г. Ченстохова, Польша, Факультет Инженерии производства и технологии материалов, заведующий кафедрой «Обработки металлов давлением и инженерной безопасности», dyja.henryk@wip.pcz.pl

Абсадыков Бахыт Нарикбаевич – доктор технических наук, профессор, Институт химических наук им. А. Б. Бектурова, b_absadykov@mail.ru

Тусупкалиева Эльмира Адиевна – докторант, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра СМиТМП, elatus78@mail.ru.

МашековАйгерим Сериковна – докторант, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра СМиТМП, mashekovaigerim@mail.ru