

PACS: 81.40.-z

Г.А. Баглюк, Н.Н. Кузьменко

ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Институт проблем материаловедения НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина

Статья поступила в редакцию 18 марта 2004 года

Исследованы возможности деформирования литых заготовок из жаропрочного титанового сплава системы Ti–Al–Si–Zr с интерметаллидным упрочнением в условиях высокотемпературной свободной осадки на гладких бойках. Изучено влияние температуры нагрева и степени деформации слитка на основные структурные и механические свойства материала. Полученные результаты позволяют сделать вывод об удовлетворительной технологической пластичности титановых сплавов, упрочненных интерметаллидами при горячей обработке давлением в оптимальных термомеханических условиях деформирования.

Одним из перспективных направлений в области разработки материалов для современного двигателестроения авиационной и космической техники является возможность полной или частичной замены обычных сплавов на основе железа, характеризующихся высокими удельным весом и теплопроводностью, более легкими керамическими материалами, а также сплавами на основе титана.

Вместе с тем известные керамические материалы, как правило, отличаются недостаточной надежностью, относительно невысокой трещиностойкостью и высокой стоимостью, а сплавы на основе титана – недостаточной жаропрочностью, обусловленной развитием процессов межзеренного разупрочнения, происходящего в материале при высоких температурах [1].

Анализ составов и свойств известных жаропрочных титановых сплавов серии ВТ показывает, что возможности их твердофазного упрочнения практически исчерпаны [1]. В то же время достаточно перспективным и уже опробованным способом повышения высокотемпературных свойств титановых сплавов, в которых упрочняющая фаза выделяется в результате эвтектической кристаллизации, является интерметаллидное упрочнение. Наиболее предпочтительны при разработке новых титановых жаропрочных материалов такие интерметаллиды, как алюминиды Ti_3Al , $TiAl$ и силицид Ti_5Si_3 [2]. Указанный подход обусловлен тем, что в системе Ti–Al–Si образуется не-

прерывный ряд эвтектических составов, в которых α -Ti, Ti₃Al и TiAl выступают в роли матрицы, а силицид Ti₅Si₃ – в роли упрочняющей фазы. Последний является достаточно тугоплавким ($t_{\text{melt}} = 2120^\circ\text{C}$) и термодинамически стабильным соединением, что позволяет прогнозировать повышенную жаропрочность таких материалов. Дополнительное легирование алюминием и цирконием сплавов на основе системы Ti–Si позволяет существенно повысить их трещиностойкость.

Приведенные выше предпосылки были положены в основу при разработке нового класса эвтектических материалов системы Ti–Al–Si–Zr, известных под маркой ТИКАД [3]. Благодаря наличию устойчивой эвтектической фазы (α -Ti + Ti₅Si₃) такие сплавы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств, обусловленным специфической структурой материала, состоящей из легированной титановой матрицы и армирующей твердой фазы. Наличие в составе эвтектики тугоплавкого силицида обеспечивает этим сплавам повышенную по сравнению с традиционными титановыми сплавами жаростойкость [4].

В то же время значительное увеличение степени легирования сплавов, приводящее к интенсивному развитию ликвационных процессов, существенно затрудняет возможности обработки давлением слитков, что обуславливается резким снижением технологической пластичности сплава, высоким сопротивлением деформированию и узким температурным интервалом деформации. Отрицательное влияние на пластичность имеют различные, всегда присутствующие в подобного рода сплавах концентраторы напряжений – поры, трещины, неметаллические включения и т.д. В зависимости от ориентации и количества этих дефектов местные напряжения иногда возрастают в 5–10 раз [5]. Дополнительным источником внутренних напряжений является взаимодействие между различными фазами с неодинаковыми пластическими свойствами вследствие различий в химическом составе и строении. При фазовых превращениях в таких сплавах, как правило, происходят заметные объемные изменения [6]. Низкая теплопроводность титановых сплавов увеличивает неоднородность температурного поля заготовки, усугубляя тем самым неравномерность течения металла и возможность образования поверхностных и внутренних дефектов материала (микро- и макротрещин), а пониженная пластичность материала ограничивает возможность применения обычных способов горячего пластического деформирования (ковка, открытая штамповка с применением схемы свободной осадки, прокатка в гладких валках и др.).

В связи с этим при выборе оптимального термомеханического режима деформации необходимо определить средние значения допустимых степеней деформации литых заготовок при различных температурах, а также влияние степени деформации слитка на основные структурные и механические свойства материала. В настоящей работе были опробованы характеристики деформируемости сплава в условиях высокотемпературной свободной осадки на гладких бойках.

Исследование пластичности при свободной осадке проводили на цилиндрических образцах диаметром 25 mm и высотой 30 mm, полученных с использованием метода электронно-лучевого переплава из материала следующего химического состава: Ti – основа, Al – 3%, Si – 2%, Zr – 5%. Нагрев заготовок осуществляли в силитовой электропечи сопротивления до температур 850–1200°C в течение 10 min, а их осадку проводили на шлифованных гладких бойках со смазкой из машинного масла с графитом за один ход кривошипного пресса со ступенчатым увеличением степени осевой деформации до появления первых трещин на боковых поверхностях поковок.

Исследование зависимости максимального обжатия от температуры нагрева под деформацию (таблица) показало ожидаемый рост средней допустимой степени деформации с увеличением температуры нагрева. Так, если при температуре 850°C максимальная степень деформации не превышает 35%, то заготовки, нагретые до температур 1000–1200°C, деформировались уже до степени деформации более 60% без признаков разрушения, что свидетельствует о приемлемой технологической пластичности материала в температурном интервале 1100–1200°C.

Таблица

Зависимость максимально допустимой степени осевой деформации от температуры нагрева под осадку

Температура нагрева под осадку, °C	850	900	950	1000	1100	1150	1200
Максимально допустимая степень деформации, %	35	50	60	> 60	> 60	> 60	> 60

Анализ процесса формообразования заготовок при осадке (рис. 1) показывает, что если при степенях деформации до 15–20% наблюдается относительно однородная деформация в условиях одноосного сжатия вследствие слабого влияния напряжений контактного трения, то при увеличении обжатия схема напряженного состояния уже характеризуется наряду с осевыми сжимающими напряжениями наличием заметных радиальных и тангенциальных растягивающих напряжений, неоднородность деформации увеличивается и образец приобретает обычную для условий осадки с трением бочкообразную форму. При этом неравномерность деформации увеличивается с ростом величины обжатия.

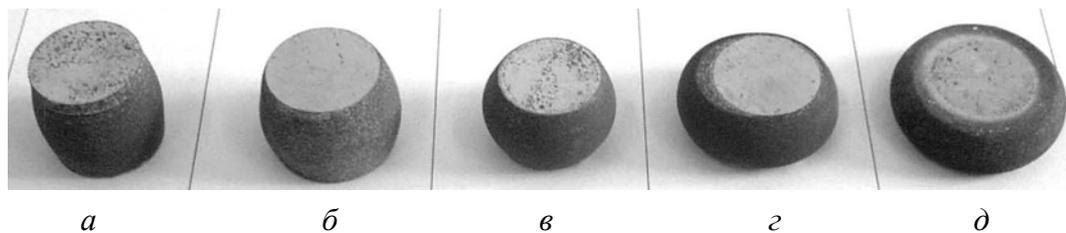


Рис. 1. Внешний вид образцов, осажённых с различными степенями осевой деформации ε , %: *a* – 10, *б* – 30, *в* – 40, *з* – 50, *д* – 60

Повышенная склонность титановых сплавов к налипанию и схватыванию с инструментом даже при наличии смазки выражается в том, что на деформированных образцах отчетливо наблюдается явление перехода боковых поверхностей заготовки на торцевую контактную поверхность – периферийные кольцевые зоны торцов представляют собой участки материала, перешедшие с боковых граней на торец (рис. 1). При наличии значительных контактных сил трения перемещение металла в радиальном направлении сдерживается этими силами, в результате чего образуются зоны затрудненной деформации, примыкающие к контактным поверхностям.

Обращает на себя внимание факт различия радиальной деформации верхней и нижней половин деформированных заготовок – практически на всех заготовках площадь контактной поверхности нижнего торца несколько меньше, чем верхнего. Отмеченное явление обусловлено, по-видимому, различной продолжительностью контакта верхнего и нижнего торцов горячей заготовки с холодными бойками, способствующей появлению ощутимой температурной неоднородности в объеме заготовки. Более интенсивное снижение температуры нижней части поковки вследствие контактного теплоотвода по сравнению с верхней частью вызывает соответствующее повышение сопротивления деформации в этом объеме.

Значительный интерес представляет зависимость основных механических свойств горячедеформированных материалов от температуры нагрева заготовок и степени осевой деформации. Изучение влияния температуры и степени деформации на предел текучести полученных материалов осуществляли при испытании на сжатие образцов диаметром 4 mm и высотой 8 mm на испытательной машине НИКНМП-1231У10 при одновременной записи усилия и деформации. Для снижения контактного трения между полированными бойками и испытываемым образцом прокладывали фторопластовую пластину толщиной 0.03 mm. Погрешность при измерении нагрузки не превышала 2%, а деформации – около 1%. Как следует из рис. 2, закономерность изменения предела текучести материала с увеличением степени деформации в температурном интервале 850–1100°C существенно отличается от таковой при температуре нагрева под осадку 1200°C. При нагреве заготовок до 850–1100°C зависимость предела текучести материалов от степени деформации ε носит немонотонный характер: с увеличением ε до 30% для всех указанных температур прочность деформированных материалов растет, в то время как дальнейшее повышение ε при осадке вызывает заметное снижение прочности.

Увеличение сопротивления деформированию материала с ростом ε на начальных стадиях деформации обусловлено эффектом повышения накопленной в материале внутренней энергии с увеличением деформации, проявляющимся вследствие роста плотности дислокаций, устойчивых при данной температуре. При этом, учитывая динамический характер нагружения исследуемых материалов, нельзя не принять во внимание данные работы [7],

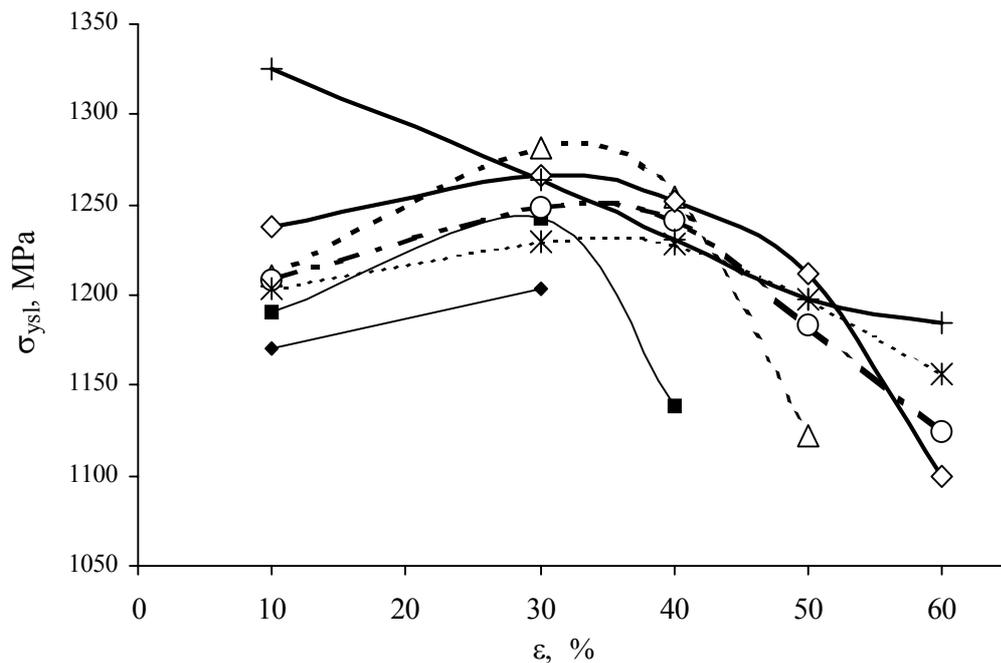


Рис. 2. Зависимость предела текучести σ_{ysl} деформированного материала от степени деформации ε при сжатии и температуры нагрева заготовки, °C: —◆— — 800, —■— — 850, —△— — 900, —○— — 950, —ж— — 1000, —◇— — 1100, —+— — 1200

указывающие на то, что при динамическом деформировании доля накопленной энергии по отношению к затраченной составляет 20–25%, в то время как при статическом – лишь 10–15%. С увеличением степени деформации часть образующихся дефектов аннигилирует, выделяя при этом свободную энергию в виде тепла. По мере роста деформации, повышения плотности дефектов и, следовательно, вероятности встречи и аннигиляции дефектов противоположного знака все большая часть создаваемых искажений кристаллической решетки исчезает в ходе деформации [7], что в значительной степени предопределяет снижение σ_{uts} при повышенных степенях деформации.

Эффект разупрочнения обусловлен также интенсификацией процесса микротрещинообразования при больших степенях деформации вследствие структурных неоднородностей, вызванных условиями деформации. Указанный эффект проявляется в результате целого ряда причин: различия в условиях пластического течения в поверхностных слоях и в объеме деформируемой заготовки из-за различных условий охлаждения и действия сил контактного трения; существенно отличающихся условий локального пластического течения в различных микрообъемах заготовки, проявляющихся вследствие высокой степени легирования материала и наличия значительного количества эвтектической составляющей и т.д.

Изменение особенностей зависимости предела пластичности от степени деформации при нагреве под осадку до 1200°C по сравнению с более низкими температурами деформации обуславливается, по-видимому, более пол-

ным прохождением динамической рекристаллизации, превалирующей при повышении температуры над упрочнением за счет радикального уменьшения числа дефектов кристаллической решетки, внесенных деформацией, и, соответственно, накопленной объемной энергии деформации.

Исследование микроструктуры литого и деформированного материала показало, что если исходная литая заготовка имеет структуру с явно выраженным скелетом из столбчатых кристаллитов и крупных дендритов эвтектического характера (рис. 3,*а*), то по мере увеличения деформации постепенно изменяется структура: уже при деформации в 10% наблюдается отчетливо проявляющееся дробление эвтектической сетки (рис. 3,*б*). Заметное

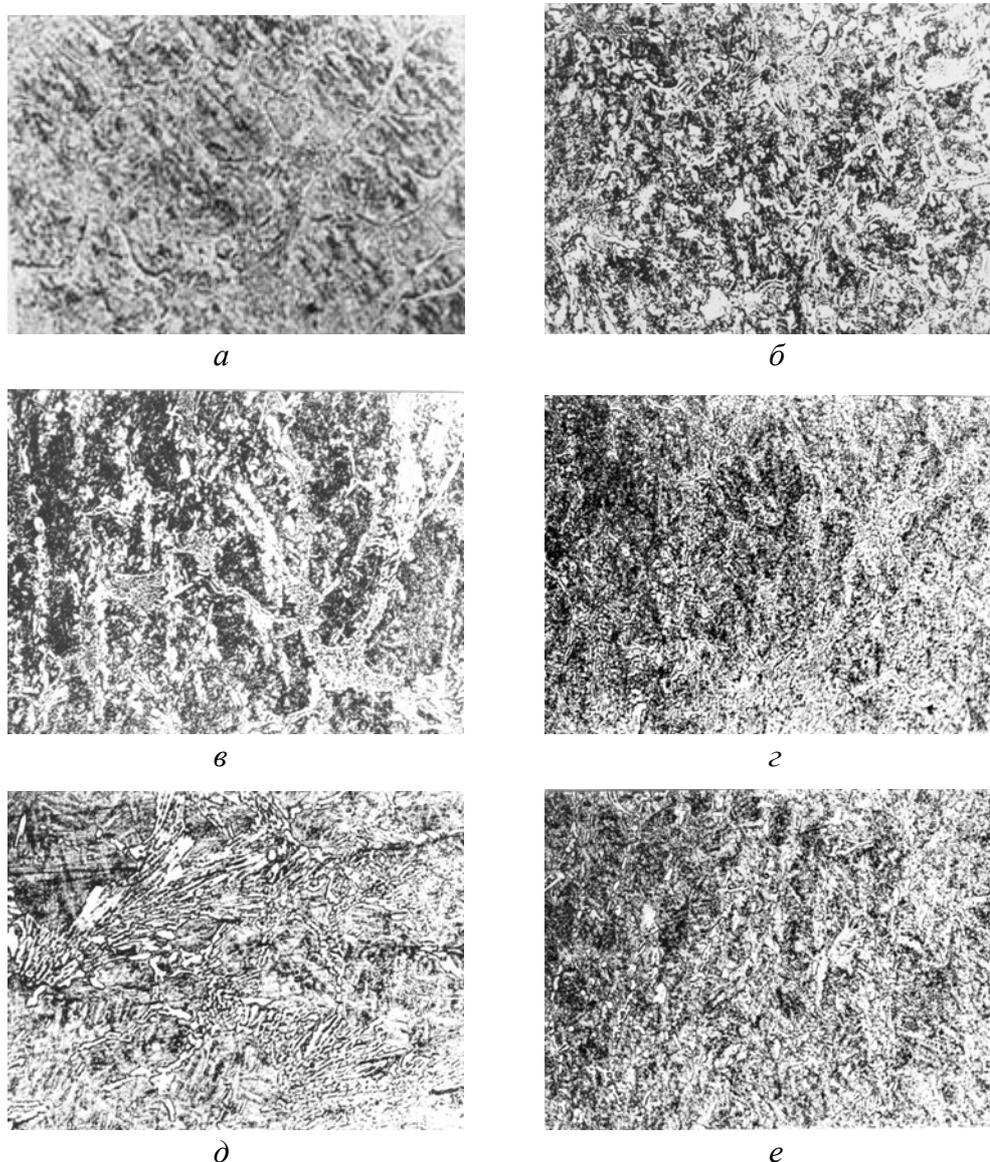


Рис. 3. Микроструктура литого (*а*) и деформированного после нагрева до 1000°C (*б–г*) и 1200°C (*д, е*) материала с различными степенями осевой деформации ϵ , %: *б* – 10; *в, д* – 30; *г, е* – 60; $\times 400$

измельчение дендритов происходит при степенях деформации не менее 40% (рис. 3,б), а после увеличения деформации до 60% заготовки имеют уже мелкозернистую структуру с равномерно распределенными включениями силицидов (рис. 3,з). При этом повышение температуры нагрева вызывает некоторый рост зерна деформированного материала в результате собирательной рекристаллизации (рис. 3,д,е).

Анализ результатов исследования структуры деформированных образцов методом просвечивающей электронной микроскопии показал, что осадка в интервале температур ниже α - β -превращения приводит к возникновению анизотропных ячеек размером 0.5–1.0 μm с малоугловыми границами (рис. 4,а). При осадке в интервале температур 900–1100°C формируется типичная поликристаллическая структура с размером зерна 2.0–5.0 μm с множеством частиц второй фазы размером до 0.5 μm (рис. 4,б,в). При повышении температуры нагрева под осадку до 1200°C формируется поликристаллическая структура с размером зерна до 10–20 μm и малым количеством частиц второй фазы (рис. 4,з).

Данные рентгеноструктурного анализа деформированных образцов свидетельствуют о наличии в материале фаз Ti_5Si_3 и Ti_5Si , в то время как в литом сплаве после отжига выявлены следы только фазы Ti_5Si_3 . В то же время с увеличением степени деформации количество силицидов Ti_5Si возрастает.

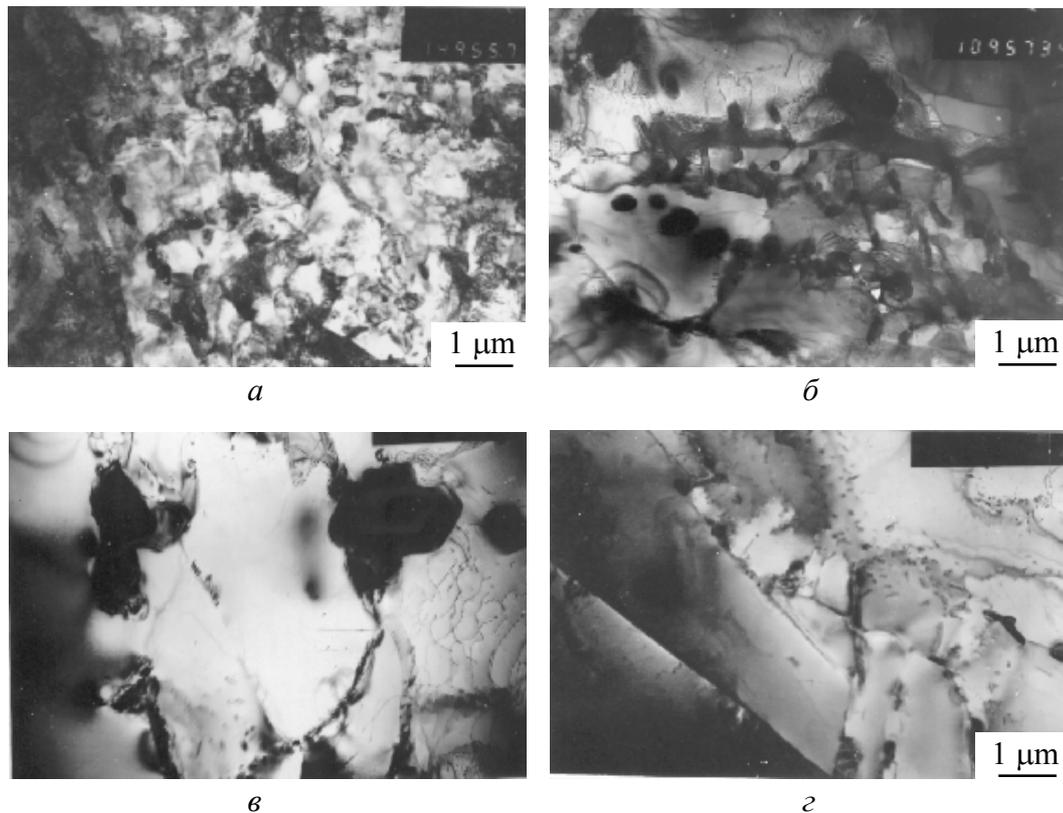


Рис. 4. Структура образцов, продеформированных осадкой на 30% при температуре нагрева 800 (а), 900 (б), 1100 (в) и 1200°C (г)

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать вывод об удовлетворительной технологической пластичности титановых сплавов, упрочненных интерметаллидами при горячей обработке давлением в оптимальных термомеханических условиях деформирования. Нагрев под осадку в пределах 950–1100°C обеспечивает максимально допустимую степень деформации при свободной осадке до 60%. В результате получаемые после деформации с оптимальными степенями обжата материалы имеют достаточно высокие прочностные свойства при наличии относительно мелкозернистой структуры с равномерно распределенными включениями упрочняющей фазы.

1. *О.Р. Солонина, С.П. Глазунов*, Жаропрочные титановые сплавы, Металлургия, Москва (1976).
2. *D. Furrer, R. Hoffman, G. Fuchs*, «Titanium'95», Science and Technology, The Eighth World Conference on Titanium **1**, 126 (1996).
3. *V.I. Mazur, Yu.V. Taran, S.V. Kapustnikova et al.*, US Patent № 5366570, Nov. 22 (1994).
4. *S.A. Firstov*, Kluwer Academic Publishers, NATO ASI, Series 3, High Technology, Dordrecht/Boston/London **43**, 175 (1998).
5. *И.А. Лавреньев, В.Е. Петрашевич*, КШП № 3, 13 (1974).
6. *Ф.Ф. Химушкин*, Жаропрочные стали и сплавы, Металлургия, Москва (1969).
7. *П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов*, Физические основы пластической деформации, Металлургия, Москва (1982).

G.A. Baglyuk, N.N. Kuzmenko

HOT DEFORMATION OF HEAT-PROOF TITANIC ALLOY WITH INTERMETALLIC HARDENING

The deformation possibilities of the cast samples from the heatproof titanic alloy of the Ti–Al–Si–Zr system with the intermetallic hardening in conditions of the high-temperature free upsetting by smooth plates have been explored. Influence of temperature of heating and degree of deformation of bar on basic structural and mechanical properties of the material is studied. The got results allow to make a conclusion about the satisfactory technological plasticity of the titanic alloys hardened by intermetallides at hot treatment under the optimum thermomechanical conditions of deformation

Fig. 1. Appearance of samples after upsetting at various degrees of axial deformation ε , %: *a* – 10, *b* – 30, *v* – 40, *z* – 50, *d* – 60

Fig. 2. Dependence of yield stress σ_{ysl} at upsetting of the deformed material on degree of deformation ε and heating temperatures of the samples, °C: —◆— – 800, —■— – 850, —△— – 900, —○— – 950, —ж— – 1000, —◇— – 1100, —+— – 1200

Fig. 3. The microstructures of cast (*a*) and deformed after heating up to 1000°C (*b–z*) and 1200°C (*d, e*) materials with the degree of axial deformation ε , %: *b* – 10; *v, d* – 30; *z, e* – 60; $\times 400$

Fig. 4. Structure of samples after 30% upsetting under heating temperatures of 800 (*a*), 900 (*b*), 1100 (*v*), and 1200°C (*z*)