

Нго Тхань Бинь, Н.А. Джиндо,
А.Б. Семенов, Б.И. Семенов

ТИКСОФОРМИНГ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al—Zn—Mg—Cu

К настоящему времени сформировалось убеждение, что высокопрочные алюминиевые сплавы можно подвергнуть переработке в твердожидком состоянии аналогично тому, как это осуществляется с литейными сплавами. Рассмотрена проблема формирования требуемой микроструктуры, проанализированы особенности получения и эффекты переработки различными методами тиксозаготовок из перспективных, но труднодеформируемых высокопрочных сплавов.

E-mail: semenovbi@bmstu.ru

Ключевые слова: тиксоформинг, высокопрочные алюминиевые сплавы, фидстоки, штамповки, микроструктуры, технологические режимы, механические свойства.

В соответствии с главным приоритетом, состоящим в уменьшении массы модернизируемых и будущих поколений авиационно-космической техники, в последние годы заметно расширилось использование неметаллических композиционных материалов. Этот вызов доминирующему положению алюминиевых сплавов заставил искать принципиально новые решения как в области разработки составов сплавов, так и в области повышения эффективности методов их переработки в полуфабрикаты и фасонные изделия. Наряду с высокоресурсными сплавами типа дуралюмина огромное внимание привлекают высокопрочные быстрозакристаллизованные и гранулированные алюминиевые сплавы системы Al—Zn—Mg—Cu [1, 2]. Широко используемые в качестве конструкционных материалов сплавы этой системы В95 (7075), а также В95п.ч. (7175) и В95о.ч. (7475) повышенной и особой чистоты по примесям железа и кремния сегодня относят к «традиционным», противопоставляя их в определенном смысле, прежде всего по прочности, вязкости разрушения и сопротивлению усталости, «современным» 01933, 01949, В1963 (7090, 7091, 7064 и др.) и «перспективным» 01959 (В96Ц1 с суммарным содержанием основных компонентов (Zn + Mg + Cu) 8,6...10,9 % (мас.) и суммарным содержанием переходных металлов 0,8...2,15 % (мас.)), 01969 (В96Ц2 с суммарным содержанием основных компонентов 11,0...13,5 % (мас.) и суммарным содержанием переходных металлов 1,15...2,4 % (мас.)), 01979 (В96Ц3 с суммарным содержанием основных компонентов 12,2...15,7 % (мас.) и суммарным содержанием переходных металлов 1,2...2,2 % (мас.), а также близкие зарубежные аналоги 7055, 7449).

Известно, что механические свойства, такие как прочность, пластичность, вязкость разрушения и сопротивление ползучести составных алюминиевых сплавов, главным образом определяются прочностью, структурой и стабильностью выделений нано- и микроуровня. Разработка нового сплава, нередко называемая сегодня интеллектуальным конструированием сплава [3, 4], опирается на следующие два шага: во-первых, выявляются количественные связи между структурами выделений, т. е. определяются оптимальные типы выделений и их морфологические признаки (форма, размер, ориентация и распределение), приводящие к балансу свойств; во-вторых, устанавливаются термомеханические условия, приводящие к формированию требуемых количеств выделений с требуемой структурой. Цирконий играет важнейшую роль в повышении прочностных свойств, коррозионной стойкости и других характеристик сплава. В условиях быстрой кристаллизации он образует в сплавах пересыщенный твердый раствор с концентрацией, в несколько раз превышающей равновесную. При изготовлении деформированных полуфабрикатов из гранул во время технологических нагревов происходит распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением мелкодисперсных (около 50 нм), когерентных матрице частиц метастабильной фазы Al_3Zr . Решение названных выше задач в процессе тиксоштамповки деталей из «традиционного» сплава В95 и установление целесообразности тиксоформинга «перспективного» В96ЦЗ — цель исследовательских работ, проводимых в настоящее время на кафедре «Ракетно-космические композитные конструкции» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Ввиду отсутствия в отечественной литературе публикаций по данному направлению исследований ниже дается расширенный анализ зарубежных исследований.

Современные термически упрочняемые (дисперсионно-твердеющие) сплавы, как правило, содержат не одну упрочняющую фазу. Ситуация часто осложняется тем, что упрочняющая фаза не является равновесной. По этой причине термическая обработка деформируемых сплавов — это многостадийный комбинированный процесс. Для переработки в твердожидком состоянии обычно используют промышленные деформируемые сплавы в виде полуфабрикатов, прошедших соответствующие виды традиционной термической обработки: Т3 (гомогенизация + холодная деформация + естественное старение), Т6 (гомогенизация + искусственное старение до максимальной твердости), Т8 (гомогенизация + холодная деформация + искусственное старение до максимальной твердости), Т7 (гомогенизация + искусственное старение за максимальную твердость). Подготовка сплава к тиксоформингу является самостоятельным термомеханическим процессом, направленным на формирование дополнительной тексту-

ры — тиксоструктуры. В связи с этим достижение потенциала сплава по его химическому составу (легированию основными компонентами и малыми добавками) путем формирования оптимальной микроструктуры возможно только при тесном взаимодействии разработчиков сплавов и специалистов-технологов.

Сплав В95 (7075) не используется для фасонного литья и очень трудно прессуется, особенно в случае сложной формы профиля. Для этого сплава оптимизация процесса прессования в части достижения максимальной скорости без снижения качества поверхности изделия и его микроструктуры гораздо более трудна, чем для алюминиевых сплавов средней прочности. Скорость горячего прессования, допустимая для сплава В95 (7075), составляет 1...2 м/мин, что много меньше скорости прессования сплава АД33 (6061) средней прочности (5...25 м/мин). Низкая прессуемость и малая допустимая скорость прессования сплава В95 (7075) ограничиваются низкой начальной температурой плавления сплава (477 °С), связанной с неполным растворением низкотемпературной эвтектической фазы AlMgCuZn при гомогенизации непрерывно-литых слитков. В результате в интервале температур 480...485 °С при повышении скорости прессования возможно образование трещин или даже горячее охрупчивание. В то же время высокая скорость прессования ограничивается высоким давлением, требуемым для этого процесса, особенно при большой степени вытяжки. Имеющий более высокое напряжение течения по сравнению с другими алюминиевыми сплавами, сплав В95 более чувствителен к скорости деформации и температуре.

Тиксоформирование (тиксформинг, SSP) — это придание требуемой формы металлическому изделию в твердожидком состоянии. Чтобы это оказалось возможным, сплав должен иметь соответствующий интервал затвердевания, а перед началом формообразования микроструктура обрабатываемой среды должна состоять из твердых сферических частиц металла, погруженных в жидкость. В таком суспензированном состоянии металл приобретает тиксотропные свойства: если его подвергнуть сдвигу, то вязкость среды снизится и металл потечет как жидкость; однако, если металлу позволить остановиться, его вязкость вновь повысится. Тиксоформинг при сравнении с традиционными процессами обработки металлов давлением обладает рядом значительных преимуществ. Одно из важнейших — замечательная текучесть металлов с тиксотропными свойствами. У материала, обладающего такими свойствами, напряжения течения снижаются почти на четыре порядка. Как следствие, точная штамповка может быть изготовлена намного быстрее, чаще всего за один технологический переход, причем на прессах меньшей мощности.

Большинство конструкционных сплавов в литом состоянии имеют дендритное строение первичных кристаллов. Специально подготовленный материал, обладающий недендритным строением первично кристаллизующейся фазы, называют фидстоком (тиксозаготовкой). Слиток из такого материала, нагретый выше солидуса, но сохраняющий большую долю твердой фазы, можно резать ножом или даже размазывать как масло, прикладывая минимальные усилия. Это необычное свойство металлов впервые было обнаружено в Массачусетском технологическом институте [5] более 40 лет назад. Ряд промышленных компаний во всем мире сегодня широко использует коммерциализованные процессы тиксо- и реолитья, тиксоштамповку для массового производства изделий автомобилестроения, производя ежегодно миллионы изделий из литейных доэвтектических силуминов (типа АК7) с заметно улучшенными механическими характеристиками [6].

Гораздо труднее продвигается тиксоформинг высокопрочных алюминиевых сплавов, так как одновременно приходится решать две принципиально разные задачи: формирование оптимальной тиксоструктуры фидстока (микроуровень) и формирование оптимальной структуры выделений (наноуровень). Трудности и достижения тиксоформинга некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов подробно описаны в работе [7], подготовленной деканом факультета инженерных материалов Шеффилдского университета (Великобритания) профессором П. Капраносом по результатам ряда исследований [8, 9]. С этими же материалами П. Капранос выступил приглашенным докладчиком в Москве на Международной конференции «Литье алюминия» в марте 2007 г. Тема доклада — «Тиксоформирование: от автомобилестроения к аэрокосмическим применениям». Основная идея доклада: «Для иллюстрации достоинств тиксоформинга прежде всего были использованы сплавы системы AlSi7Mg (A356 и A357). Использование этих сплавов было необходимо на протяжении того периода времени, пока тиксоформинг завоевывал доверие в качестве коммерческого процесса. Эта фаза развития к настоящему времени пройдена, и миллионы автомобильных деталей, изготовленных методами тиксоформинга, сегодня ежедневно работают в автомобилях, которыми мы пользуемся. Одним из вызовов завоеванному доверию является вопрос о пригодности тиксоформинга для переработки сплавов, которые называются деформируемыми и обладают более высокими служебными свойствами, чем литейные».

Предмет обсуждения — это сплавы типа 2014 (системы AlCuSiMn, обычно используемые в виде листа или полосы, заготовок для прессования иковки изделий авиационно-космической техники), 6082 (системы AlSiMgMn, применяемые, как правило, для прокатки и

производства прессованных и штампованных изделий автомобилестроения), 7010 (системы AlZnMgCu, обычно используемые в виде листа или полосы, заготовок для прессования иковки изделий авиационно-космической техники), 7075 (AlZnMgCu, лист, профиль, штамповка иковка изделий авиационно-космической техники). Успешный тиксоформинг названных сплавов позволяет усилить коммерческий потенциал методов переработки сплавов в твердожидком состоянии и прежде всего может быть направлен на решение задач аэрокосмической промышленности по производству точных фасонных изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов. Достигнутые результаты обобщены в табл. 1, где через косую черту даны средние и максимальные значения предела прочности σ_b , условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и деформации ε [7].

Таблица 1

Свойства тиксоштампованных деформируемых сплавов

Сплав	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε , %	Традиционная обработка (паспорт)		
				σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε , %
2014	— / 360	—	4	508	445	12
6082	330 / 340	293 / 306	9 / 12	370	340	11
7075	490 / 510	—	5 / 7	560	—	10
7010	/ 480	—	— / 4	485	—	12

Результаты исследований, выполненных в Шеффилдском университете, позволили получить значительное количество данных о механических свойствах различных деформируемых сплавов. Было установлено, что существует значительный потенциал для тиксоформинга этих сплавов, но самое главное, что имеет фундаментальное значение для возможных в будущем коммерческих областей применения этих сплавов, — это обоснованный выбор метода подготовки фидстока, конструирование и материал пресс-формы, а также выбор режима термической обработки. Имея в виду решение именно таких задач, в Шеффилдском университете совместно с исследовательском центром новых технологий фирмы «Боинг» подготовили программу исследований тиксоформинга деформируемых алюминиевых сплавов, направленную на решение следующих задач: 1) создание базы данных по механическим свойствам, включая сопротивление усталости, вязкость разрушения и стойкость к коррозии под напряжением; 2) эксперименты с материалами пресс-форм, включая керамики и композиционные материалы; 3) тиксоформинг сложных фасонных изделий аэрокосмического назначения.

В работах [7—9] представлены результаты механических испытаний ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$, ε) образцов, тиксоштампованных из фидстоков, изготовленных с использованием двух конкурирующих методов: охлаждающего желоба и RAP-метода (рекристаллизация после интенсивной пластической деформации и частичное плавление). Значения прочности образцов из сплава 7075 в состоянии T6, изготовленных из обоих фидстоков, различаются незначительно. В то же время удлинение образцов, тиксоштампованных из фидстока, который изготовлен с помощью водоохлаждаемого желоба, ниже, чем у изготовленных RAP-методом из экструдированного сплава 7075. Авторы указанных работ считают, что это обусловлено оксидами, формируемыми во время литейного процесса на водоохлаждаемом желобе.

Использование защитных атмосфер, например литье в камере, защищенной аргоном, способствует защите от окисления, что повышает перспективность литья фидстоков на водоохлаждаемом желобе в процессах тиксоформинга. Более того, сопоставление результатов, полученных после модифицирования сплава 7075 в состоянии T6 и использования водоохлаждаемого желоба, показало, что в этом состоянии характеристики прочности, за исключением удлинения, существенно выше, чем у стандартного сплава 7075, переработанного в аналогичных условиях. Авторы предполагают, что этот результат получен вследствие более высокого содержания Mg и Cu в модифицированном сплаве 7075.

Для выявления наиболее благоприятного режима термообработки тиксоформированных деталей были изучены стандартные режимы T5, T6, T7, а также их вариации. Примеры восстановления твердости тиксоштампованных деталей, приближающейся после обработки к твердости деформированного сплава 7075, показаны на рис. 1.

Из выполненных исследований следует, что традиционные режимы термообработки не всегда наилучшим образом подходят для сплавов, прошедших тиксоформинг. Кроме того, совершенно очевидно, что история подготовки и особенно чистота фидстоков играют определяющую роль для обеспечения малого разброса и высокого уровня свойств формируемого изделия. Анализ перспектив развития заготовительных производств из высокопрочных алюминиевых сплавов, представленный в работах [7—9], привел в последующие годы к резкому росту объема исследований по тиксо- и реоштамповке деформируемых сплавов [10—15], включая тиксоформинг сплавов системы AlZnMgCu повышенной и особой чистоты.

В конце 80-х годов прошлого столетия был разработан и активно совершенствуется до настоящего времени процесс производства фидстоков, связанный с деформирующей обработкой (Stress Indused) и последующим частичным плавлением металла (Melt Activated), названный SIMA (рис. 2).

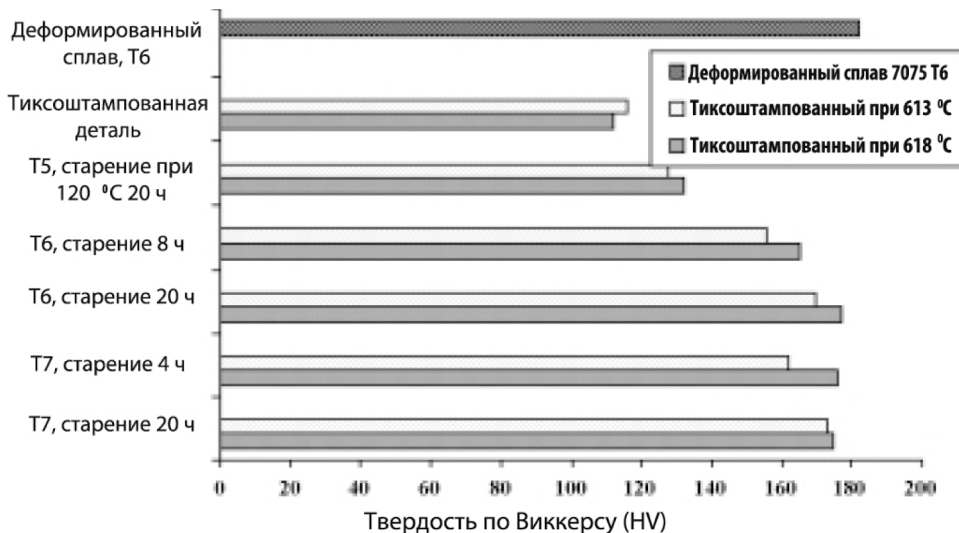


Рис. 1. Твердость HV тиксоштампованных деталей из сплава 7075, восстановленная после старения при различных режимах термообработки [7]

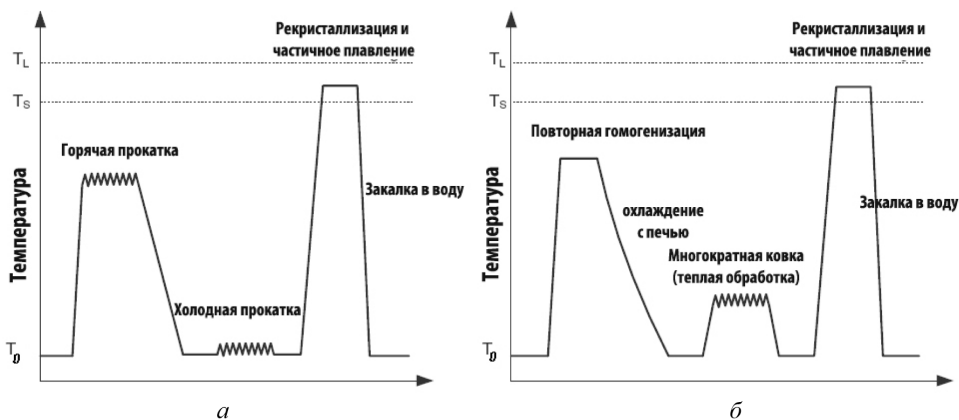


Рис. 2. Схемы, иллюстрирующие обычный (а) и модифицированный (б) SIMA-процессы [10]

SIMA-процесс включает четыре стадии обработки: литье слитка, горячую и холодную обработку, завершаемые рекристаллизацией и частичным расплавлением (RAP). В SIMA-процессе сплав, который обладает достаточной энергией, запасенной после холодной деформации, нагревают до перехода в область твердожидкого состояния. Во время нагрева до появления жидкой фазы с помощью запасенной энергии происходят возврат и рекристаллизация. После достижения интервала твердожидкого состояния жидкая фаза начинает предпочтительно формироваться плавлением по границам зерна с высоким

запасом энергии и проникает в высокоугловые границы рекристаллизованных зерен. Соответственно, количество и распределение запасенной энергии холодной деформации — наиболее значимый (критический) фактор в SIMA-процессе, так как именно он контролирует кинетику восстановления и рекристаллизации и предопределяет однородность формируемой микроструктуры.

Модифицированный SIMA-процесс включает гомогенизацию и многократную горячую осадку (ковку) вместо горячей и холодной прокатки, используемой в обычном SIMA-процессе (рис. 2, б). Пример практической реализации процессов, примененный к сплаву 7175 повышенной чистоты, представлен в работе [10]; там же подробно обсуждается микроструктура сплава 7175, формируемая повторной гомогенизацией и многократной ковкой.

Микроструктуры, возникшие после теплой многократнойковки при 250 °С, показаны на рис. 3. Наблюдались фазы двух типов: грубые выделения по границам и мелкие стержнеобразные выделения внутри зерна. Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа первая фаза была идентифицирована как эвтектика Al_7Cu_2Fe и интерметаллическое соединение Al_2CuMg с низкой температурой плавления. Они, вероятно, формируются в межзеренном пространстве вследствие переноса растворенного вещества во время частичного плавления. Вторая фаза была идентифицирована как фаза $Mg(Zn, Al, Cu)_2$, выделенная во время повторной гомогенизации.

Стержнеобразные выделения фазы $Mg(Zn, Al, Cu)_2$ имеют длину около 5 мкм, достаточную для того, чтобы действовать как «удобные» элементы для накопления запасаемой энергии во время последовательной многократнойковки и, в свою очередь, для рекристаллизации во время процесса RAP. Количество и размер грубых граничных фаз (черные включения) значительно уменьшаются, а их распределение становится однородным в результате многократнойковки, что приводит к относительно однородной микроструктуре. В образце не обнаружено зернограничной пористости, которая нередко появляется в образцах из сплава 7075, изготовленных традиционным SIMA-методом и подвергнутых тиксоштамповке. Средний размер зерна в фидстоке составил 55...60 мкм.

Очевидно, что история подготовки и особенно чистота фидстоков играют определяющую роль для обеспечения малого разброса и высокого уровня свойств формируемого изделия. Таким образом, две названные выше принципиально разные задачи структурообразования в SIMA-процессе решаются в такой последовательности: сначала создаются условия для формирования оптимальной структуры выделений (наноуровень), а затем формируется оптимальная тиксоструктура фидстока (микроуровень).

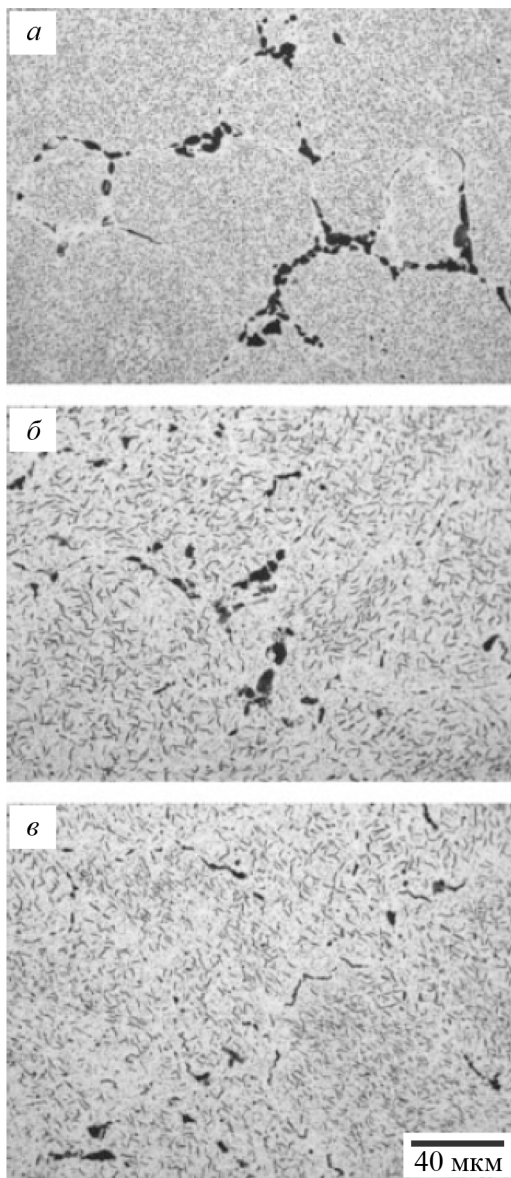


Рис. 3. Оптические фотографии микроструктуры, образованной при модифицированном SIMA-процессе обработки сплава 7175 [10]:

а — без многократнойковки; *б, в* — суммарная деформация $\Sigma\varepsilon = 7,0$ и $9,5$ соответственно

В тех случаях, когда сплав в процессе подготовки фидстока полностью расплавляется, управление структурообразованием принципиально изменяется. Для работы с труднодеформируемыми и высокопрочными алюминиевыми сплавами также развиваются и видоизменяются альтернативные методы получения фидстока. Это метод водоохлаждаемого желоба, метод литья с минимальным перегревом

жидкого металла при заливке в металлическую изложницу, методы полунепрерывного литья слитка с механическим и электромагнитным перемешиванием металла в камере металлоприемника и ряд других.

Очень перспективным, хотя и не доведенным до коммерческого использования, представляется разработанный японскими специалистами простой метод производства суспензии из сплава А7075 с мелкими гранулами и его использование для реэкструзии [13—15]. Схемы процесса и установки для получения суспензии показаны на рис. 4. Легко заметить, что в данном процессе объединены традиционная идея водоохлаждаемого желоба и идея заливки металла, минимально перегретого над ликвидусом, в холодную изложницу: металл выбранного состава, расплавленный и перегретый в плавильной печи, через донное отверстие в тигле попадает в вертикальную стальную трубку, где с максимальной скоростью охлаждается до температуры, близкой к ликвидусу сплава, но сохраняя минимальный перегрев. В таком состоянии металл поступает в наклонное водоохлаждаемое устройство, выполняющее ту же функцию, что и водоохлаждающий желоб [6, 13].

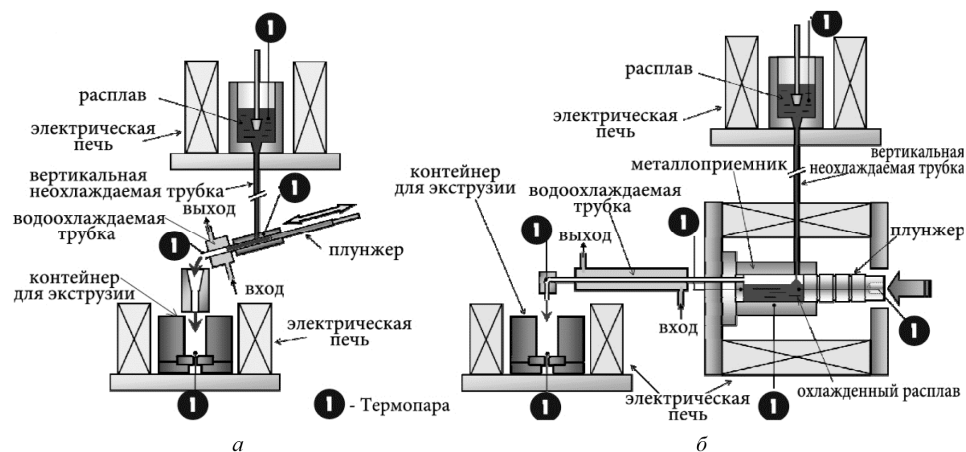


Рис. 4. Схемы, иллюстрирующие методы изготовления суспензий с различными способами перемещения металла из плавильной печи в контейнер для прессования:

а, б — возвратно-поступательное и однократное движение плунжера [14]

На рис. 5 дано трехмерное изображение связи длины L_W и угла наклона θ водоохлаждающего устройства со средним размером зерна в фидстоке, изготовленном по данной схеме из сплава А7075. Наиболее мелкая гранулированная структура со средним размером 0,065 мм получена при комбинации: $L_W = 400$ мм и $\theta = 75^\circ$. В дальнейшем описанная схема изготовления фидстока авторами данной

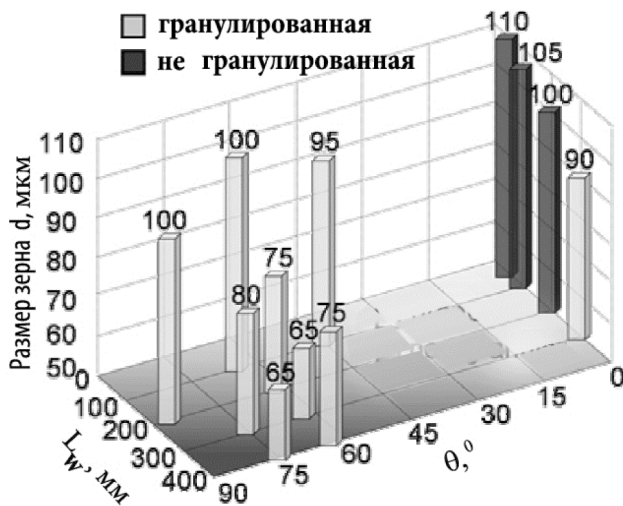
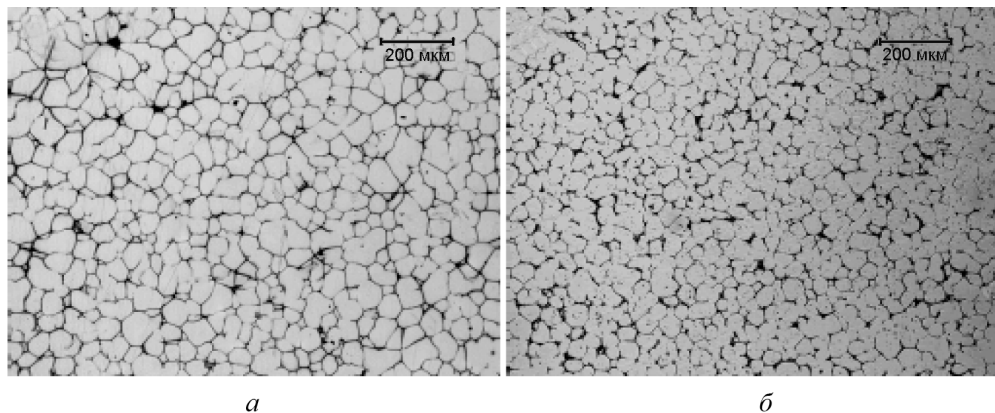


Рис. 5. Влияние длины L_w и угла наклона θ водоохлаждающего устройства на средний размер зерна d отвержденной суспензии [13]

разработки была трансформирована в два варианта схемы реопрессования (см. рис. 4), исключающие потребность в специализированной твердой заготовке [14, 15].

Наиболее удачной оказалась схема, приведенная на рис. 4, б. В этом варианте порция алюминиевого сплава А7075 массой 0,59 кг, отрезанная от непрерывно-литого слитка (состав, % (мас.): Zn — 5,39; Mg — 2,48; Cu — 1,53; Zr — 0,24; Fe, Si, Cr и Ti — примеси; Al — остальное), была расплавлена и перегрета до температуры 1053 К, после чего жидкий металл пропускали через тонкую неохлаждаемую вертикальную трубку из коррозионно-стойкой стали SUS304 (внутренний диаметр — 6 мм, длина — 400 или 600 мм) в металлоприемник с внутренним диаметром 40 мм, как это показано на рис. 4, б. Расплав, охлажденный в металлоприемнике до температуры, превышающей ликвидус на 10 К, с помощью поршня однократного действия со скоростью 30 мм/с проталкивали через водоохлаждаемую трубку различной длины. Суспензия поступала в изложницу или в контейнер экструдера, нагретые до температуры 873 К, лежащей в интервале твердожидкого состояния сплава. После охлаждения на воздухе до 833 К суспензия, залитая в изложницу, подвергалась закалке. Установлено, что суспензии имели гранульное строение со средним контролируемым размером зерен $d = 0,05...0,11$ мм (рис. 6).

Такой суспензией авторы работы [14] наполняли контейнер для экструзии, нагретый до температуры 873 К, затем охлаждали ее вместе с контейнером до 833 К (что соответствует доле твердой фазы $f_s = 0,9$) и проводили прессование. При скорости прессования 10 мм/с и



а

б

Рис. 6. Микроструктура суспензий, полученных из промышленного сплава А7075 жидкофазным методом при $L_w = 100$ (а) и 200 мм (б) [14]

очень высокой степени вытяжки ($R_e = 36$) легко получали стержни с гладкой поверхностью. При этом прикладываемое усилие было много меньше, чем требовалось при обычном горячем прессовании. От прессованных стержней отрезали цилиндрические образцы диаметром 3 мм с рабочей длиной 18 мм и испытывали на растяжение при скорости нагружения 1 мм/с после гомогенизации при температуре 758 К в течение 1 ч. Результаты испытаний представлены на рис. 7. Для сравнения показан результат, достигаемый при горячем прессовании при степени вытяжки $R_e = 9$ [15]. Прочность всех репрессованных стержней после гомогенизирующей обработки возрастала, приближаясь с уменьшением размера твердых гранул в суспензии к прочности горячепрессованных стержней.

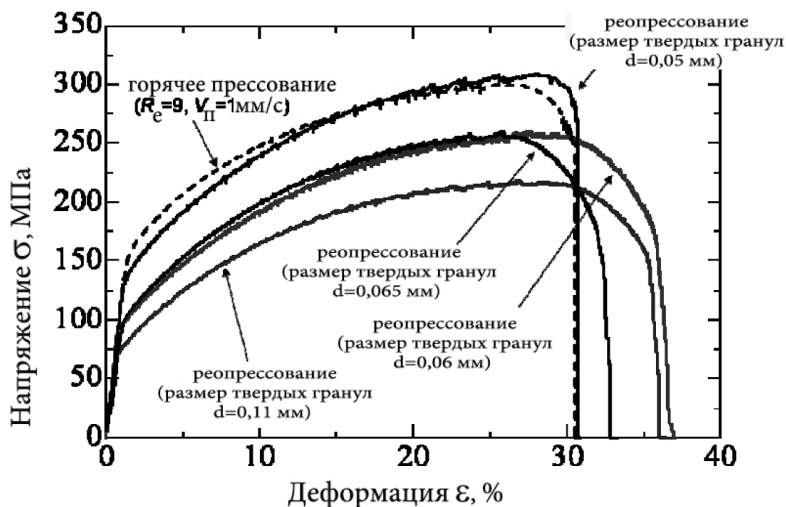


Рис. 7. Типичные кривые «напряжение—деформация» репрессованных стержней при степени вытяжки $R_e = 28$

Дополнительно в работе [15] изучен эффект дисперсионного твердения репрессованных стержней после старения при 423 К (рис. 8). Твердость всех реэкструдированных стержней после гомогенизирующей обработки возрастала с уменьшением размера твердых гранул в суспензии.

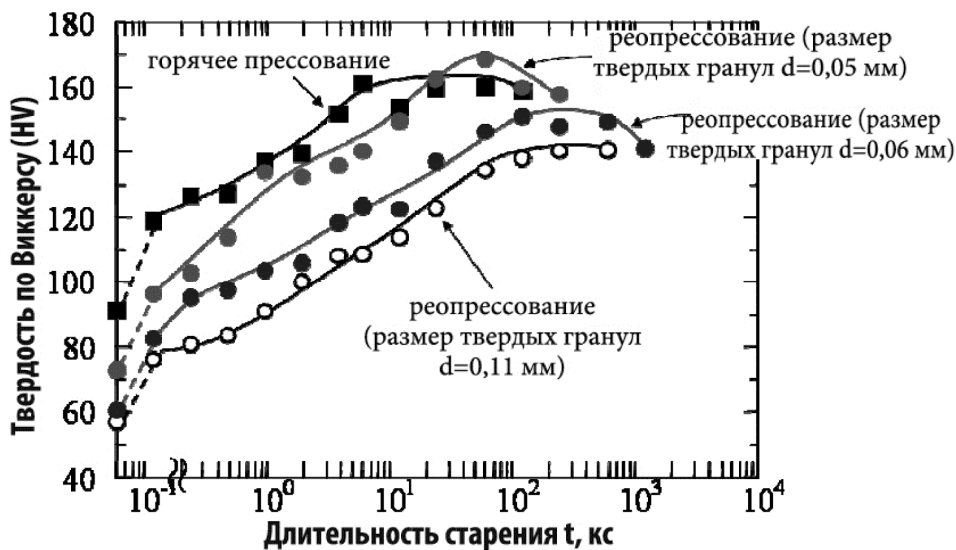


Рис. 8. Кривые изменения твердости HV репрессованных стержней в результате дисперсионного твердения [15]

Таким образом, две названные выше принципиально разные задачи структурообразования могут быть эффективно решены и в жидкофазном процессе, опирающемся на использование водоохлаждаемого желоба. В этом случае задачи двухуровневого структурообразования решаются параллельно, а достигаемый результат в значительной степени зависит от среднего размера гранул в суспензии. Установлено, что при использовании жидкофазного процесса изготовления суспензии из сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu максимальные уровни прочности, относительного удлинения и твердости сплава 7075 в состоянии T6, эквивалентные аналогам, полученным методом горячего прессования, могут быть достигнуты при наименьшем среднем размере твердых гранул, составляющем 50...65 мкм.

Следовательно, при проведении запланированного поискового исследования предпочтение может быть отдано более простому процессу подготовки фидстока. В то же время следует обратить внимание на значительное различие начальных значений твердости тиксоштампованной по СИМА-методу детали (110 HV, см. рис. 1) и репрессованного стержня (60...75 HV, см. рис. 8).

В МГТУ им. Н.Э. Баумана разработан и широко применяется оригинальный метод литья тиксозаготовок с использованием водоохлаждающего желоба и тонкостенной металлической изложницы [6], позволяющий осуществлять закалку каждой заготовки из области твердожидкого состояния, фиксируя таким образом максимально возможное неравновесное состояние создаваемого фидстока. Этим методом были получены тиксозаготовки (табл. 2 и рис. 9) как из литейных, так и из деформируемых алюминиевых сплавов с уникальными свойствами, продемонстрировавшие пригодность к тиксоформингу в режиме сверхпластичности гранулированной фазы [16, 17]).

Таблица 2

**Эквивалентный диаметр $\bar{D}_{\text{ЭКВ}}$ и фактор формы F_{α}
гранулированных частиц**

Сплав	$\bar{D}_{\text{ЭКВ}}$, МКМ	F_{α}
АК7	89,9	1,168
АД33	110,0	1,145
Д1 (2014)	71,6	1,129
В95 (7075)	93,2	1,137

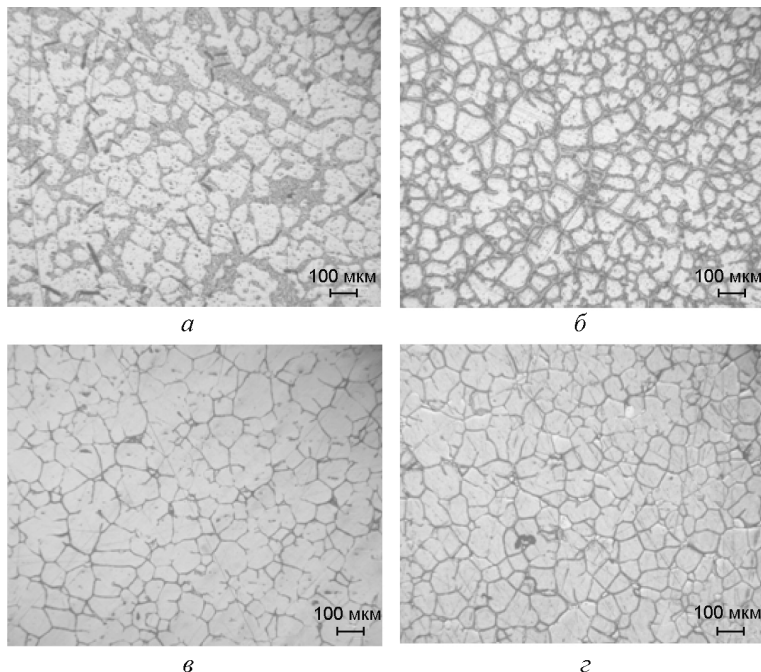


Рис. 9. Микроструктура фидстоков из литейных и деформируемых алюминиевых сплавов:

а — АК7; *б* — 2014; *в* — АД33; *г* — В95

Во всех схемах тиксоформинга (штамповка, литье или прессование) особая роль отводится каналу, соединяющему контейнер (металлоприемник) и формообразующую полость. При литье и штамповке только на этом отрезке пути перемещаемая суспензия может быть очищена от оксидов, а также должна приобрести задаваемую скорость движения и требуемую структуру потока. В оснастке, конструируемой для тиксолитья и тиксоштамповки, требуемое состояние деформируемой среды обычно достигается при малых степенях вытяжки ($R_e = 5 \dots 7$), слабо влияющих на структуру суспензий. При этом свойства суспензий, поступающих в формообразующую полость, характеризуются кажущейся вязкостью и описываются моделью однофазной вязкой жидкости Хершеля—Балкли.

Напротив, тиксопрессование ведется при больших степенях вытяжки ($R_e = 20 \dots 60$) в условиях сложного двухфазного течения, геометрия изделия формируется на выходе из металлоприемника, а микроструктура продукта в значительной степени определяется изменениями геометрии гранул, происходящими в очаге деформации [16, 17]. При изучении макроструктуры пресс-остатков нами установлено, что в процессе прессования тиксозаготовок область пластической деформации в контейнере для экструзии может значительно расширяться относительно конической части контейнера.

На основании проведенных исследований по тиксоэкструзии алюминиевых сплавов обнаружен новый эффект и определены необходимые условия для его проявления. Это эффект сверхпластичности твердой фазы суспензии, а условия его проявления — выдавливание заготовки из нагретого контейнера со скоростью $v_{пр} = 8,5$ мм/с при степени вытяжки $R_e = 17 \dots 36$ и начальной доле жидкой фазы 40...45 % (мас.). Оптимальная температура оснастки $t_{осн} = 350$ °С.

При прессовании фидстока из сплава В95, изготовленного по технологии [16, 17], преобразование гранул в волокна, которое сопровождается резким измельчением зерна и значительным изменением механических характеристик, происходит не только в конической части контейнера: область интенсивной деформации распространяется в цилиндрическую часть контейнера, продвигаясь к поршню. Эта переходная область имеет твердость, приближающуюся к твердости сформированного стержня. Измерение твердости выполнено на твердомере Durascan 20, средний размер зерен определен на микроскопе Neophot 21 с помощью компьютерной программы анализа изображений. Установленные значения твердости и пресс-остатка, и сформированного стержня (116...143 НV) выше значений, достигнутых в конкурирующих технологиях.

В результате формируется стержень с незначительной степенью анизотропии в продольном и поперечном сечениях (рис. 10) и с су-

щественно более высокими механическими характеристиками (рис. 11). Испытания на растяжение проведены в НУЦ «Каскад» МГУПИ на разрывной машине УТС 101. Установлено, например, что после тиксопрессования в режиме сверхпластичности у литейного сплава АК7 возможен одновременный рост прочности (на 15...20 %) и пластичности (в 10 раз); деформация разрушения деформируемого сплава В95 превысила 26 % при прочности, превышающей 400 МПа.

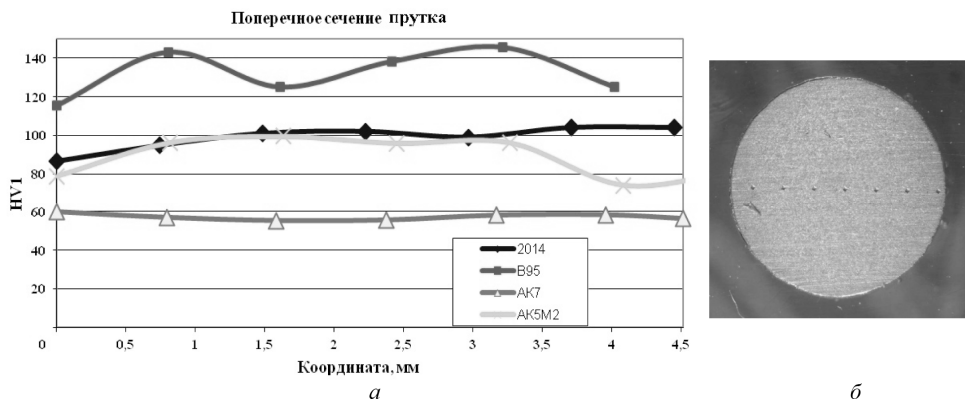


Рис. 10. Измеренные значения твердости (а) тиксопрессованных материалов в поперечном сечении прутка (б)

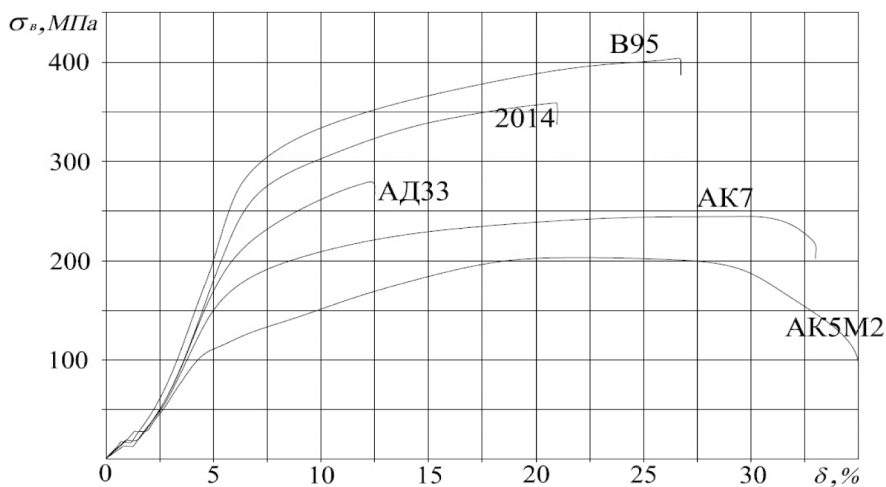


Рис. 11. Диаграммы деформации при растяжении литейных и деформируемых алюминиевых сплавов после тиксопрессования ($R_e = 36$, без термической обработки)

Полученные данные позволяют осуществить выбор режимов прессования и провести оптимизацию конструкции пресса и используемой оснастки для процессов прессования и штамповки трудноде-

формируемых сплавов с одновременным использованием эффектов тиксотропии и сверхпластичности. Так может быть эффективно решена и проблема производства прессованием сложных профильных изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов, и проблема получения сложных фасонных заготовок из сплавов, обладающих низкой жидкотекучестью в расплавленном состоянии. На основе полученных результатов можно сделать вывод о возможности тиксоштамповки изделий с мелкокристаллическим или волокнистым строением во всем объеме детали, что должно способствовать получению изделий с предельно высокими механическими свойствами при осуществлении новых конструкторско-технологических решений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Молостова И.И. Развитие и применение высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu для авиакосмической техники // В сб. «75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007»: Юбилейн. науч.-техн. сб. / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М.: ВИАМ. 2007. – С. 157–163.
2. Осинцев О.Е., Конкевич В.Ю. Высокопрочные быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu // Технология легких сплавов. – 2010. – № 1. – С. 157–163.
3. Zhu A.W., Gable B.M., Shiflet G.J., Starke Jr. E.A. The intelligent design of high strength, creep-resistant aluminum alloys // Materials Science Forum. – 2002. – Vol. 396–402. – P. 21–30.
4. George T. «Rusty» Gray III. Predictive capability for inverting information flow from performance to structure to processing: An Evolving paradigm shift in MSE // JOM. – 2010. – Vol. 62. – N 3. – P. 9–10.
5. Spencer D. B., Mehrabian R., Flemings M.C. Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range // Metallurgical and Materials Transactions. – 1972. – Vol. 3. – N 7. – P. 1925–1932.
6. Семенов Б.И., Куштаров К.М. Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии: Учеб. пособие для вузов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2010. – 223 с.
7. Kapranos P. Thixoforming wrought aluminium alloys // www.aluplanet.com
8. Atkinson H.V., Kapranos P., Liu D. et al. Thixoforming of normally wrought aluminium alloys // Materials Science Forum. – 2002. – Vol. 396–402. – P. 131–136.
9. Chayong S., Atkinson H.V., Kapranos P. Thixoforming wrought aluminium alloys // Materials Science and Engineering. – 2005. – P. 3–12.
10. Young Buem Song, Kyung-Tae Park, Chun Pyo Hong. Recrystallization behavior of 7175 Al alloy during modified strain-induced melt-activated (SIMA) process // Materials Transactions. – 2006. – Vol. 47. – N 4. – С. 1250–1256.

11. Uetani Y., Takagi H., Matsuda K., Ikeno S. Effect of mechanical stirring on semi-continuous casting of 7075 aluminum alloy // *Journal of Japan Inst. of Light Metals*. – 2000. – Vol. 50. – N 5. – P. 203–209.
12. Zoqui E.J., Torres L.V. Evaluation of the thixoformability of AA7004 and AA7075 alloys // *Materials Research*. – 2010. – Vol. 13 (3). – P. 305–318.
13. Uetani Y., Nagata R., Takagi H. et al. Simple manufacturing method for A7075 aluminum alloy slurry with fine granules and application to rheo-extrusion // *Solid State Phenomena*. – 2006. – Vol. 116/117. – P. 746–749.
14. Nagata R., Uetani Y., Takagi H. et al. Rheo-extrusion of A7075 aluminium alloy utilizing semi-solid slurry manufactured by simple method // *Materials Science Forum*. – 2006. – Vol. 519/521. – Part 2. – P. 1847–1852.
15. Uetani Y., Nagata R., Takagi H. et al. Effect of granule size in semi-solid slurry on rheo-extrusion of A7075 aluminum alloy // *Materials Science Forum*. – 2007. – Vol. 561/565. – Part 1. – P. 291–294.
16. Пат. 2444412 РФ. Способ тиксопрессования цилиндрической тиксозаготовки в режиме сверхпластичности ее твердой фазы // Семенов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Т.Б. – Оpubл. 10.03.2012.
17. Семенов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь. Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2011. – № 2. – С. 21–23; – № 3. – С. 17–19; № 4. – С. 10–13.

Статья поступила в редакцию 19.09.2012