ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 2, с. 190–199

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.4.014

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А356, ИЗГОТОВЛЕННОГО ЛИТЬЕМ В СОЧЕТАНИИ С ОБРАТНОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ

© 2020 г. Лян Чженлун^а, Чжан Ци^{а, *}

^аФакультет технологии машиностроения, Сианьский университет Цзяо Тун, Шанкси, 710049 Китайская Народная Республика *e-mail: henryzhang@mail.xjtu.edu.cn Поступила в редакцию 22.06.2018 г. После доработки 27.09.2018 г. Принята к публикации 06.08.2019 г.

Исследованы механические свойства и микроструктура алюминиевого сплава A356 (AlSi₇Mg_{0.4}), изготовленного комбинированным способом, сочетающим литье и обратную экструзию. Обратная экструзия применена для улучшения литой микроструктуры с помощью интенсивной пластической деформации в температурном интервале от 490 до 540° C с различными скоростями подачи. В исходных образцах после отливки имеются многочисленные усадочные поры. Как показывают результаты проведенных экспериментов, комбинированный процесс формования может значительно уменьшить усадочную пористость. Частицы Si в виде пластин и полос, а также образующиеся при литье первичные дендриты могут быть измельчены при эффективной деформации превышающей 1.8. Интенсивная пластическая деформация может быть создана в области под пуансоном, в которой при этом происходит измельчение микроструктуры. Вследствие разупрочнения, вызванного динамическим возвратом, предел прочности при растяжении и предел прочности при сжатии для деформированной области образца постепенно снижаются при увеличении скорости подачи, тогда как при постепенном увеличении давления в недеформированной области они повышаются.

Ключевые слова: комбинированный процесс формования, литье, обратная экструзия, механические свойства, микроструктура, динамический возврат, сплав A356

DOI: 10.31857/S0015323020020102

1. ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы системы Al—Si широко используются в автомобильной промышленности из-за исключительных литейных свойств, коррозионной стойкости и удельной прочности [1—3]. Однако использование литейных сплавов алюминия все еще остается ограниченным по сравнению с деформируемыми сплавами, несмотря на то, что литье было бы более экономичным способом изготовления [4]. Это обусловлено тем, что литые детали обычно содержат дефекты литья и крупные дендриты, что отрицательно влияет на механические характеристики конструкций из алюминиевых сплавов.

Было предпринято много усилий для измельчения крупнозернистой структуры литых алюминиевых деталей, и метод интенсивной пластической деформации был признан эффективным способом измельчения исходной микроструктуры после литья и, следовательно, улучшения механических свойств сплавов системы Al—Si. Были изучены различные способы интенсивной пластической деформации, такие как фрикционная перемешивающая обработка [5-8], равноканальное угловое прессование [9–11], криогенное измельчение [12, 13] или криогенная прокатка [14]. Кроме вышеуказанных методов, еще одним способом интенсивной пластической деформации является процесс, сочетающий в себе литье и прессование. Литье используется для формирования сложной формы изделия, а процесс ковки применяется для последующего измельчения микроструктуры. Этот комбинированный процесс, сочетающий преимущества как литья, так и прессования, как ожидается, позволит изготавливать детали из алюминия с высокими эксплуатационными характеристиками. В предыдущих исследованиях в качестве исходного материала для прессования использовалась отливка из алюминиевого сплава, и поэтому измельчение микроструктуры и устранение усадочной пористости достигалось за счет штамповки [15-18]. В последних исследованиях литье и прессование выполнялись совместно, с применением одного прессштампа, и изготовленные таким способом детали обладали лучшими механическими характеристиками, чем при использовании только одного литья [19, 20]. Такое сочетание процессов формования позволяет измельчить микроструктуру и уменьшить усадочную пористость с большей эффективностью и меньшими энергозатратами. Однако механизмы течения материала и измельчения микроструктуры при этом комбинированном процессе формования все еще полностью не изучены.

В настоящей статье исследуется комбинированный процесс литья и обратной экструзии. Обратная экструзия применялась для локального измельчения микроструктуры при различной температуре и скорости подачи. Исследовали эволюцию микроструктуры и определяли механические свойства сплава А356 как в деформированном, так и в недеформированном состоянии, и анализировали механизм происходящих изменений. Полученные результаты, возможно, позволят достичь более глубокого понимания комбинированного процесса литья и прессования.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Отливка из сплава A356 (Al, 7.43 Si, 0.433 Mg, 0.295 Fe, 0.170 Cu, 0.068 Mn, 0.013 Ti, в вес. %) сначала была разрезана на цилиндры высотой 45 мм и диаметром 19 мм. Затем эти цилиндры расплавлялись в пресс-штампе из нержавеющей стали при температуре 700°C в электрической печи сопротивления в атмосфере аргона.

Процесс плавления продолжался 40 мин. Охлаждение до температуры окружающей среды (около 28°С) проводили на воздухе. Образец повторно нагревался до заданной температуры с выдержкой для устранения температурного градиента. Обратная экструзия начиналась через 5 мин после того, как температура пуансона достигала заданного значения. Параметры формования приведены в табл. 1.

Для имитации процесса обратной экструзии использовали программу моделирования FORGE[®]. Для прогнозирования изменения течения при моделировании обратной экструзии применяли модель Хензеля—Шпиттеля [21]. Коэффициенты материала в модели Хензеля—Шпиттеля для сплава А356 приведены в табл. 2. В данном исследовании область образца, подверженная деформации свыше 0.4, считается деформированной областью, остальная часть – недеформированной областью.

Для наблюдения микроструктуры все образцы разрезали вдоль аксиального направления. Образцы для металлографии сначала полировали наждачной бумагой с карбидом кремния (SiC) с размером зерна 1000 грит, а затем алмазной пастой и полировальным раствором. После этого об-

Таблица 1. Параметры формования для комбинированного процесса

Номер образца	Температура обратной экструзии, °С	Скорость подачи, мм	
1	540	10	
2	540	15	
3	540	20	
4	490	10	
5	490	15	
6	490	20	

Таблица 2. Параметры материала для алюминиевого сплава A356

А	m_1	<i>m</i> ₂	<i>m</i> ₃	<i>m</i> ₄
0.00334	-0.0125	0.02882	-0.0344	0
m_5	m_7	m_8	m_9	
-0.0013	0.01842	0.00037	2.50268	

разцы травили в растворе 5 об. % концентрированной HF в 95 об. % H_2O . Микроструктуру наблюдали с помощью оптического микроскопа (Nikon LV150N).

Образцы для исследования с помощью дифракции отраженных электронов (ДОЭ) полировали сначала механически, а затем электролитиически. При электрополировке использовался электролит Struers A2, состоящий из: этилового спирта 80%, бутоксиэтанола 10%, перхлорной кислоты 5% и воды 5%. Ориентационное картирование микроструктуры выполнялось с использованием ДОЭ на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе Zeiss Supra 55 (FEG-SEM) с применением программы TSL OIMTM Data Analysis 6 для энергодисперсионного анализа. Шаг сканирования составлял 1 мкм. В представленных данных к большеугловым границам относятся границы с углом разориентации больше или равным 15° и к малоугловым границам — границы с углом разориентации меньше 15°, но больше 3°. Малоугловые границы на картинах контраста полос видны как черные линии. Количество большеугловых границ незначительно и поэтому они не представлены.

Для измерения предела прочности при растяжении и при сжатии, как из деформированных, так и из недеформированных областей образца вырезали цилиндры высотой 9 мм и диаметром 3 мм. Испытания на одноосное сжатие выполняли на машине Instron-5982 при скорости нагружения 2.0 мм/мин. Фазовый состав исследовали на рентгеновском дифрактометре (XRD, D8, ADVANCE, Brukers) при использовании излуче-



Рис. 1. Распределение эффективной деформации в поперечном сечении образца (а) 1, (б) 2 и (в) 3.



Рис. 2. Распределение давления в поперечном сечении образца (а) 1, (б) 2 и (в) 3.

ния Си $K\alpha$, режим 40 кВ, 200 мА при скорости сканирования 1°/мин.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

3.1. Результаты моделирования

Распределение эффективной деформации в образцах, сформированных при различных скоростях подачи при температуре 540°С, приведено на рис. 1. Можно видеть, что область образца в месте контакта внутренней стенки с внешней стенкой пуансона испытывает наиболее интенсивную пластическую деформацию в процессе обратной экструзии, тогда как в области ниже пуансона пластическая деформация отсутствует. При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм область интенсивной пластической деформации расширяется вдоль направления подачи при отсутствии видимого расширения в радиальном на-

правлении. Можно также видеть, что верхняя область стенки и нижняя область, контактирующая с нижней поверхностью пуансона, не испытывают пластической деформации.

На рис. 2 изображено распределение давления для образцов сплава A356, полученного при различных скоростях подачи при температуре 540°С. Как видно из рис. 2, давление имеет заметный градиент вдоль направление подачи.

Максимальное значение наблюдается в конусообразной области ниже пуансона, а минимальное значение в верхней области стенки. При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм максимальное значение увеличивается примерно на 52.8% с 360 до 550 МПа. Из рис. 2 также видно, что давление в только что деформированной области больше, чем в ранее деформированной области, и давление в ней не изменяется в ходе процесса обратной экструзии.



Рис. 3. Микроструктура сплава (а) после отливки и (б) после деформации. Оптическая металлография.

3.2. Эволюция микроструктуры и истечение материала

Микроструктура сплава после отливки и после деформации приведена на рис. 3. Из рис. За можно видеть, что в микроструктуре сплава после отливки доминируют первичные дендриты Al, окруженные частицами Si и интерметаллическими фазами. Также в литой структуре наблюдается большое количество усадочных пор (отмечены окружностями). Микроструктура деформированной области образца показана на рис. 36, она сильно изменена за счет процесса обратной экструзии: усадочная пористость полностью исчезла, частицы Si фрагментированы, и дендриты, образованные при кристаллизации, вытянуты вдоль направления течения материала.

Влияние обратной экструзии на эволюцию микроструктуры проиллюстрировано на рис. 4. Исходя из особенностей микроструктуры и распределения эффективной деформации, образец разделяется на три области: (I) область, в которой эффективная деформация составляет от 0.4 до 0.7, первичные дендриты Al вытянуты вдоль направления течения материала; (II) область, в которой эффективная деформация превышает 1.8, исходная литая структура полностью разрушена, и фаза Si фрагментирована; (III) остальная (недеформированная) область, в микроструктуре еще присутствуют дендриты, образованные при кристаллизации, но отсутствует пористость. Так как область II слишком тонкая для определения механических свойств, то для нее выполнялось только исследование микроструктуры.

Как видно на рис. 4, полностью были фрагментированы только частицы Si, расположенные в области II. При горячей деформации различие коэффициентов теплового расширения для частиц Si и матрицы Al может привести к термическим напряжениям на границе раздела частиц Si и матрицы Al [22], приводящим к хрупкому разрушению частиц Si. В то же самое время термическая деградация, возникающая на локальных дефектах кристаллической решетки, таких как полости и трещины в пластинчатых частицах Si, также способствует их фрагментации [23]. С другой стороны, из-за различных упругих постоянных возникает несовместность деформаций в частицах и матрице, и на границе раздела это может привести к растрескиванию частиц Si [24]. Также можно видеть, что морфология частиц Si, расположенных в области I и области III, не претерпела явных изменений. Таким образом, можно считать, что интенсивная пластическая деформация оказывает доминирующее влияние на измельчение частиц Si при комбинированном процессе формования.

Направление течения материала при обратной экструзии показано на рис. 5. Стрелками показано направление течения материала вблизи начальной точки стрелки. Как видно из рис. 5, материал на стенке имеет почти одинаковое направление течения, обратное направлению подачи. С другой стороны, направление течения материала под пуансоном зависит от расстояния между опорной площадкой и нижней поверхностью пуансона. Направление истечения материала, контактирующего с нижней поверхностью пуансона, совпадает с направлением подачи, а материал, удаленный от нижней поверхности, не испытывает течения в процессе обратной экструзии. Кроме того, скорость и направление течения материала между этими областями зависят от расстояния до нижней поверхности пуансона. И это может приводить к интенсивной пластической деформации в этой области.

На рис. 6 показана микроструктура образца 6 вблизи нижней части пуансона. Можно видеть, что центральная область под пуансоном не испытывает интенсивной пластической деформации, и в ней остались дендриты, образованные при



Рис. 4. Микроструктура образца 6 в различных областях.



Рис. 5. Направление течения материала при обратной экструзии.

кристаллизации и частицы Si в виде пластин или длинных полосок. Это хорошо согласуется с приведенными выше результатами моделирования. Поскольку результаты моделирования и эволюция микроструктуры для образцов с 1 по 5 аналогичны таковым для образца 6, то влияние процесса обратной экструзии на течение материала и эволюцию микроструктуры для образцов с 1 по 5 в данной статье не рассматривается.

3.3. Механические свойства

Предел текучести при растяжении для всех образцов как из деформированных, так и из недеформированных областей, представлен на рис. 7. При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм, предел текучести при растяжении деформированной области постепенно уменьшается. Это уменьшение составляет примерно 7.6% при тем-



Рис. 6. Микроструктура образца 6 вблизи нижней поверхности пуансона.

пературе 540°С (с 73.0 до 67.4 МПа) и около 3.5% при температуре 490°С (с 62.8 до 58.5 МПа). Предел текучести при растяжении для недеформированной области повышается при увеличении скорости подачи. При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм, это повышение составляет примерно 3.4% при температуре 540°С (с 75.4 до 78.0 МПа). В то же время, при температуре 490°С повышение предела текучести при растяжении составило примерно 9.8% (с 65.3 до 71.7 МПа). Можно видеть, что при одинаковой скорости подачи предел текучести при растяжении всех образцов, полученных при 540°С, больше, чем характеристики образцов, полученных при 490°С, для одной и той же области.

Предел прочности при сжатии для всех образцов как из деформированных, так и из недеформированных областей, указан на рис. 8. При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм предел прочности при сжатии для деформированной области снижается примерно на 3.5% при температуре 540°С (с 175.0 до 168.9 МПа) и примерно на 4.4% при температуре 490°С (с 171.2 до 163.6 МПа). Однако предел прочности при сжатии для недеформированной области повышается при увеличении скорости подачи. Это увеличение составляет около 2.6% при температуре 540°С (с 176.4 до 180.9 МПа), тогда как при температуре 490°С повышение предела прочности при сжатии составило примерно 5.3% (с 167.4 до 176.0 МПа). Можно видеть, что предел прочности при сжатии для деформированной области образцов, полученных при температуре 540°С, больше чем для образцов, полученных при температуре 490°С.



Рис. 7. Предел текучести при растяжении для образцов с 1 по 6.

4. ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей статье исследовался комбинированный процесс литья и обратной экструзии алюминиевого сплава А356. В процессе обратной экструзии на эволюцию микроструктуры в основном влияли два фактора. Один из них – эффективная деформация, вызываемая течением материала, а другой – давление, создаваемое при подаче пуансона. Эти два фактора проявляют себя в различных областях: на измельчение микроструктуры деформированной области в основном влияет эффективная деформация, тогда как улучшение микроструктуры недеформированной области происходит за счет давления. Согласно результатам моделирования, давление в недеформируемой области повышается при увеличении скорости подачи при прессовании. Как видно из рис. 9, повышение давления может уменьшить



Рис. 8. Предел прочности при сжатии для образцов с 1 по 6.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 2 2020



Рис. 9. Микроструктура недеформированной области: (а) образец 1, (б) образец 2, (в) образец 3.

расстояние между осями вторичных дендритов и пористость, но характерные свойства дендритов, образованных при кристаллизации, и морфология вторичной фазы и частиц Si еще сохраняются.

При сравнении рис. 9 с рис. 4 можно видеть, что интенсивная пластическая деформация, создаваемая при процессе обратной экструзии, более эффективно влияет на измельчение дендритной микроструктуры после литья, чем давление. К сожалению, только в области с эффективной деформацией не менее 1 могут быть полностью фрагментированы вторичная фаза и частицы Si. Поэтому расчет пути подачи материала для его оптимального течения и увеличение эффективной деформации являются основными условиями для измельчения образовавшейся после литья дендритной микроструктуры.

При увеличении скорости подачи с 10 до 20 мм предел прочности при растяжении и при сжатии для деформированной области постепенно уменьшается. Для металлов с высокой энергией дефектов упаковки, таких как алюминий и его сплавы, при высокой температуре легко происходит перемещение дислокаций и поперечное скольжение, а динамический возврат протекает быстро и экстенсивно [25, 26]. Поэтому такое разупрочнение связано, скорей всего, с динамическим возвратом. Картины контраста полос образцов 1, 3, 4 и 6 для деформированной области приведены на рис. 10. Светлые участки соответствуют алюминиевой матрице, а черные полосы – фазе Si. Из рис. 10 видно, что фаза Si сильно фрагментируется при увеличении скорости подачи. И это хорошо согласуется с приведенными выше наблюдениями микроструктуры. Как видно из рис. 10, плотность малоугловых границ явно повышается при увеличении температуры деформации. Такая типичная микроструктура также свидетельствует о протекании динамического возврата в деформированной области в процессе горячей обратной экструзии. И это хорошо согласуется с результатами, имеющимися в литературе и показывающими, что динамический возврат является доминирующим процессом восстановления алюминиевого сплава А356 при температуре выше 450°С [27, 28]. Можно сделать вывод, что динамический возврат является основным механизмом разупрочнения



Рис. 10. Картины контраста полос: (а) образец 1, (б) образец 3, (в) образец 4 и (г) образец 6 для деформированной области.

деформированной области при данном комбинированном процессе формования.

Давление в недеформируемой области повышается с увеличением скорости подачи. Как видно из рис. 9, повышение давления не привело к измельчению литой микроструктуры, но исчезла пористость, и уменьшилось расстояние между осями вторичных дендритов. Поэтому предел прочности при растяжении и при сжатии для недеформированной области повышаются при увеличении скорости подачи при прессовании.

В предыдущих исследованиях обнаружено, что дисперсионные частицы могут растворяться в α -Al при температуре 540°C и будут выделяться при последующем старении, которое повышает прочность и удлинение сплавов A356 [29, 30]. В данном исследовании все образцы до начала деформации выдерживались в течение 5 мин при температуре прессования. Необходимо 10, 15 и 20 мин соответственно, для выполнения прессования при скорости 1 мм/мин. Поэтому образцы выдерживали при температуре 540°C от 15 до 25 мин. Дисперсионные частицы (такие, как Mg₂Si)

растворяются и выделяются в α-Al в процессе обратной экструзии и при последующем старении, что было проверено RXD-анализом, результаты которого показаны на рис. 11. Следовательно, по



Рис. 11. Дифрактограмма сплава А356, полученного при температуре 540°С и скорости подачи 20 мм.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 2 2020

сравнению с образцами, прессованными при температуре 490°С, образцы, прессованные при температуре 540°С, отличаются более высокой прочностью.

5. ВЫВОДЫ

Механические свойства и эволюция микроструктуры сплава A356, изготовленного путем сочетания литья и обратной экструзии, были исследованы с помощью метода конечных элементов и экспериментально. Ниже приводятся выводы по результатам исследования:

1. Сочетание процесса литья и обратной экструзии может привести к устранению усадочной пористости и улучшить качество отливок. Частицы Si будут, безусловно, фрагментированы за счет пластической деформации в области, для которой эффективная деформация превышает значение 1.8.

2. В процессе обратной экструзии, измельчение микроструктуры происходит только в области под пуансоном. Микроструктура на стенке не изменяется при увеличении скорости подачи.

 Прочность понижается при увеличении скорости подачи для деформированной области и повышается при увеличении скорости подачи для недеформированной области из-за динамического возврата и постепенного увеличения давления соответственно.

Авторы благодарят за поддержку Китайский национальный фонд естественных наук (проект 51875441).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Shibayan R., Lawrence F., Andres R., Thomas R.W., Amit S. Comparative Evaluation of Cast Aluminum Alloys for Automotive Cylinder Heads: Part I-Microstructure Evolution // Metall. Mater. Trans. A. 2017. V. 48A. P. 2529–2542.
- Renato B., Jefferson M., Antônio A.C. Microstructure and mechanical behavior of Al₉Si_{0.8}Fe alloy with different Mn contents // J. Mater. Sci. Technol. 2017. V. 33. P. 1–8.
- Jiang W.M., Xu C., Wang B.J., Fan Z.T., Wu H.B. Effects of vibration frequency on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of A356 aluminum alloy obtained by expendable pattern shell casting // Int. J. Adv. Manuf. Tech. 2015. V. 83. P. 167–175.
- Ran G., Zhou J.E., Wang Q.G. Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy // Int. J. Adv. Manuf. Tech. 2016. V. 83. P. 167–175.
- Santella M.L., Engstrom T., Storjohann D., Pan T.Y. Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356 // Scripta Mater. 2005. V. 53. № 2. P. 201–206.
- 6. Kapoor R., Kandasamy K., Mishra R.S., Baumann J.A., Grant G. Effect of friction stir processing on the tensile

and fatigue behavior of a cast A206 alloy // Mat. Sci. Eng. A-Struct. 2013. V. 561. \mathbb{N} 3. P. 159–168.

- Tajiri A., Uematsu Y., Kakiuchi T., Tozaki Y., Suzuki Y., Afrinaldi A. Effect of friction stir processing conditions on fatigue behavior and texture development in A356-T6 cast aluminum alloy // Int. J. Fatigue. 2015. V. 80. P. 192–202.
- Singh S. K., Immanuel R.J., Babu S., Panigrahi S.K., Ram G.D.J. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al– Si hypoeutectic A356 alloy // J. Mater. Process Tech. 2016. V. 236. P. 252–262.
- 9. *Moradi M., Nili-Ahmadabadi M., Heidarian B.* Improvement of mechanical properties of AL (A356) cast alloy processed by ECAP with different heat treatments // Int. J. Mater. Forming. 2009. V. 2. № 1. P. 85–88.
- Khelfa T., Rekik M.A., Khitouni M., Cabrera-Marrero J.M. Structure and microstructure evolution of Al–Mg–Si alloy processed by equal-channel angular pressing // Int. J. Adv. Manuf. Tech. 2017. V. 92. P. 1–10.
- Lipinska M., Chrominski W., Olejnik L., Golinski J., Rosochowski A., Lewandowska M. Ultrafine-grained plates of Al-Mg-Si alloy obtained by incremental equal channel angular pressing: microstructure and mechanical properties // Metall. Mater. Trans. A. 2017. V. 48. № 10. P. 4871-4882.
- Immanuel R.J., Panigrahi S.K. Influence of cryorolling on microstructure and mechanical properties of a cast hypoeutectic Al–Si alloy // Mater. Sci. Eng. A-Struct. 2015. V. 640. P. 424–435.
- Immanuel R.J., Panigrahi S.K. Transformation of cast A356 ingots to wrought sheets with enhanced mechanical and tribological properties by different thermo-mechanical processing routes // Mater. Design. 2016. V. 101. P. 44–55.
- 14. *Ma K., Wen H., Hu T., Topping T.D., Isheim D., Seidman D.N., Enrique J.L., Schoenung J.M.* Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy // Acta Mater. 2014. V. 62. № 5. P. 141–155.
- Kim H.R., Seo M.G., Bae W.B. A study of the manufacturing of tie-rod ends with casting/forging process // J. Mater. Process Tech. 2002. V. 125–126. P. 471–476.
- Wang S.I., Seo M.K., Cho J.R., Bae W.B. A study on the development of large aluminum flange using the casting/forging process // J. Mater. Process Tech. 2002. V. 130–131. P. 294–298.
- 17. Plonka B., Klyszewski A., Senderski J., Lech-grega M. Application of Al alloys, in the form of cast billet, as stock material for the die forging in automotive industry // Arch. Civ. Mech. Eng. 2008. V. 8. № 2. P. 149–156.
- Ceschini L., Morri A., Sambogna G. The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behavior of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminum alloys // J. Mater. Process Tech. 2008. V. 1–3. P. 231–238.
- 19. Wang S.C., Zhou N., Qi W.J., Zheng K.H. Microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy wheels prepared by thixo-forging combined with a low superheat casting process // Trans. Nonferr. Metal. Soc. China. 2014. V. 24. № 7. P. 2214–2219.
- 20. Zhou H.T., Xu S.X., Li W.D., Wang S.C., Peng Y. A study of automobile brake bracket formed by casting-forging

integrated forming technology // Mater. Design. 2015. V. 67. P. 285–292.

- Novella M.F., Ghiotti A., Bruschi S., Bariani P.F. Ductile damage modeling at elevated temperature applied to the cross wedge rolling of AA6082-T6 bars // J. Mater. Process Tech. 2015. V. 222. P. 259–267.
- 22. *Chaudhury S.K., Apelian D.* Effects of rapid heating on aging characteristics of T6 tempered Al-Si-Mg alloys using a fluidized bed // J. Mater. Sci. 2016. V. 41. № 14. P. 4684–4690.
- 23. *Colley L.J.* Microstructure-property models for heat treatment of A356 aluminum alloy (Ph.D. Thesisi), University of British Columbia, Vancouver, Canada, 2011.
- Youn S.W., Kang C.G. Characterization of age-hardening behavior of eutectic region in squeeze-cast A356-T6 alloy using nano-indenter and atomic force microscope // Mater. Sci. Eng. A-Struct. 2006. V. 425. P. 28–35.
- 25. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Elsevier, N.Y., USA, 2004.

- Huang K., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // Mater. Design. 2016. V. 111. P. 548–574.
- Haghshenas M., Zarei-Hanzaki A., Sayed A. Hot deformation behaviour of thixocast A356 aluminum alloy during compression at elevated temperatures // Int. J. Mater. Forming. 2008. V. 1. № 1. P. 1001–1005.
- 28. Haghdadi N., Zarei-Hanzaki A., Abedi H.R., Sabokpa O. The effect of thermomechanical parameters on the eutectic silicon characteristics in a non-modified cast A356 aluminum alloy // Mater. Sci. Eng. A-Struct. 2012. V. 549. № 7. P. 93–99.
- 29. *Zhu M., Jian Z., Yang G., Zhou Y.* Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys // Mater. Design. 2012. V. 36. P. 243–249.
- 30. *Roy M.J., Maijer D.M.* Response of A356 to warm rotary forming and subsequent T6 heat treatment // Mater. Sci. Eng. A-Struct. 2014. V. 611. № 31. P. 223–233.