

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 621.791.14

С. О. ПЛІТЧЕНКО^{1*}, М. М. ГРИЩЕНКО²

^{1*}Каф. «Прикладна механіка та матеріалознавство», Дніпровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта plit4enko@ukr.net, ORCID 0000-0002-0613-2544

²Каф. «Прикладна механіка та матеріалознавство», Дніпровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, Дніпро, Україна, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-3690-5130

ДОСЛІДЖЕННЯ УМОВ РОЗВИТКУ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПІД ЧАС ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ ІЗ ПЕРЕМІШУВАННЯМ БАГАТОФАЗОВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Мета. За основну мету роботи ми ставимо: дослідження умов розвитку структурних перетворень під час зварювання тертям із перемішуванням (ЗТП); встановлення характеру окремого внеску структурних складових у досягнення умов надпластичної течії; визначення характеру впливу розміру зерна на мікротвердість матриці сплаву під час ЗТП. **Методика.** Зварювання тертям із перемішуванням виконано на спеціально розробленому обладнанні. Матеріалом були пластини товщиною 2,9 мм зі сплаву алюмінію АМг6 із хімічним вмістом легувальних елементів у межах марочного складу. Температуру та тиск від інструмента на кромки під час зварювання визначено на спеціально розробленому стенді. Силу притискання інструмента до металу виміряно динамометром типу ДС–0,1. За характеристику міцності мікрооб'ємів сплаву було взято мікротвердість, яку виміряно на приладі ПМТ–3, за навантаження на індентор 0,05 Н. **Результати.** За різних співвідношень частоти обертання робочого інструмента та нормального притискання до кромки визначено ступінь нагрівання металу та якість формування шва. Оцінено ступінь впливу технологічних параметрів ЗТП на температуру розігріву металу в зоні дії заплечиків робочого інструмента. Розглянуто розвиток рекристалізаційних процесів в умовах двофазних сплавів. Показано, що збиральна рекристалізація меншою мірою визначається об'ємною часткою другої фази, її дисперсністю та спроможністю взаємодіяти з металевою матрицею. Оцінено вплив градієнта температур на величину мікротвердості для структур зони термічного впливу, за умов практично незмінної морфології зерен. **Наукова новизна.** Визначено умови розвитку структурних перетворень під час зварювання тертям із перемішуванням та механізм впливу розміру зерна на мікротвердість матриці. Перевищення оптимальної температури в зоні з'єднання під час зварювання сприяє прискоренню дифузії по межах між фазами та зерен, що призводить до формування градієнта концентрацій легувальних елементів, і в першу чергу Mg, збільшуючи ефект зміцнення від стану твердого розчину. **Практична значимість.** У результаті дослідження визначено адитивний характер зміцнення від впливу твердого розчину та меж зерен за умов надпластичної течії. Стан, наближений до надпластичного, досягається за рахунок зменшення ефекту зміцнення твердого розчину та збільшення внеску від меж дрібних зерен. Досягнення стану надпластичної деформації стає можливим завдяки максимальному зменшенню ефекту деформаційного зміцнення.

Ключові слова: зварювання тертям із перемішуванням (ЗТП); тепла енергія; робочий інструмент; розмір зерна; оптимальна температура

Вступ

За результатами досліджень [5, 11, 12] процесу зварювання тертям із перемішуванням (ЗТП) визначена залежність якості зварного шва від технологічних чинників, що спрямовані на досягнення високого рівня пластичності металу для перемішування його в області шва. Технологія зварювання тертям із перемішуван-

ням у першу чергу залежить від розвитку процесів дифузійного масопереносу за час дії робочого інструмента. На підставі цього, максимальний розігрів металу, за [10, 13], є найбільш необхідною умовою, а якість шва повинна бути пропорційною температурі нагрівання. Разом із цим, за даними [8, 11], визначається вплив розвитку процесів структурних перетворень і відповідна залежність комплексу властивостей, у першу чергу характеристик міцності зварного

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

з'єднання. Необмежене підвищення температури сплаву від роботи інструмента супроводжується відповідним прискоренням розвитку процесів статичних та динамічних структурних перетворень.

Визначена чутливість технології ЗТП до температури та швидкості пластичної деформації призводить до ускладнень у керуванні процесами структуроутворення. Неоднорідність температурного поля впливає на структурну ліквідацію, що негативно позначається на комплексі властивостей зварного з'єднання.

Дослідження умов розвитку структурних перетворень під час зварювання тертям із перемішуванням із використанням структуроутворення стане запорукою удосконалення вказаної технології.

За визначеною формою робочого інструмента забезпечується одночасний розігрів і перемішування металу кромки по товщині та в одній із поверхонь шва. Заплечики інструмента забезпечують формування необхідного градієнта температур у зоні з'єднання, а штифт сприяє переходу металу по всьому об'єму в надпластичний стан із відповідним перемішуванням.

За надпластичною течією металевого матеріалу діюче напруження й розмір зерна пов'язані співвідношенням:

$$\sigma = Ad^a, \quad (1)$$

де d – розмір зерна; a – узяття приблизно рівним 1; A – постійна [2].

За (1), обґрунтованою метою є отримання структури з наддрібним розміром зерна від 1 до декількох мкм. Другою умовою є досягнення великої пластичності, що обумовлено підтримкою незмінним розміру зерна під час пластичної течії. За кривими навантаження, характерною ознакою досягнення надпластичної течії є незмінність або зниження діючого напруження за деформації.

Існування визначеного співвідношення в розподілі зерен за розмірами обумовлене необхідністю підтримки безперервного розповсюдження пластичної течії в різних мікрооб'ємах металу. Так, найбільш дрібні зерна деформуються примусово уздовж меж із великими кутами дезорієнтації, що забезпечується низьким рівнем діючого напруження. Разом із

цим зерна великих розмірів деформуються по всьому об'єму, що визначає необхідність безперервного підвищення діючого напруження. За численними дослідженнями, такий механізм може бути реалізований лише для сплавів із низькими гомологічними температурами.

Таким чином, для різних груп зерен (умовно великих і малих розмірів) слід очікувати розвитку надпластичної течії за різних механізмів. За температур, нижчих від оптимального значення, коли пластичних властивостей металу стає недостатньо для досягнення потрібного рівня його перемішування, сліди від дії робочого інструмента стають грубішими, з явними ознаками відриву дисперсних фрагментів [11].

З іншого боку, коли відбувається перегрів металу до температур, вищих за оптимальне значення [7, 8], зона термічного впливу і шов мають міцність значно нижчу від похідного стану.

Рештки впливу від процесів деформаційного зміцнення в разі розповсюдження пластичної деформації можуть стати чинником підвищення міцності металу шва до рівня похідного стану. Порушення балансу між накопиченням дефектів кристалічної будови під час ЗТП та їх анігіляцією, за температур 0,8...0,85 від температури плавлення [5], механізм структуроутворення може бути якісно іншим. За [2], надпластична течія повинна супроводжуватися обертанням випадково орієнтованих зерен від напрямку діючого напруження, або чергуванням проковзування металу поблизу з межами зерен, із подальшою їх міграцією [4], як у випадку збиральної рекристалізації [1].

Мета

За основну мету роботи ми ставимо: дослідження умов розвитку структурних перетворень під час зварювання тертям із перемішуванням; визначення ступеня впливу об'ємної частки другої фази двофазних сплавів системи Al–Mg на процеси в матриці під час зварювання тертям із перемішуванням; встановлення характеру окремого внеску структурних складових у досягнення умов надпластичної течії; визначення характеру впливу розміру зерна на мікротвердість матриці сплаву під час ЗТП.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Методика

Для досліджень обрано сплав на основі алюмінію із вмістом 6,5 % Mg, 0,85 % Mn, 0,13 % Fe, 0,135 % Cu, решта Al. Пластини товщиною 2,9 мм піддавали зварюванню в стик за технологією ЗТП на устаткуванні [10]. Форма й розміри робочого інструмента аналогічні [11]. За співвідношеннями частоти обертання (ω) інструмента від 800 до 1 600 хв^{-1} і сили його притискання (P) від 0,58 до 1,4 кН до кромок за швидкості переміщення вздовж шва 40 мм/хв визначено температуру нагрівання сплаву. Для вимірювання температури (T) використано термопари типу хромель–алюмель, які розташовували на різній відстані від зварного з'єднання. Структуру досліджено під мікроскопом «Eriquant», за збільшень від 50 до 500 разів. Підготовку об'єкта для досліджень структури та оцінку розміру зерна здійснено відповідно до методик кількісної металографії. Характеристикою міцності мікрооб'ємів сплаву було взято мікротвердість (H_μ). H_μ виміряно на приладі ПМТ–3 за навантаження на індентор 0,05 Н.

Результати

Температура розігріву кромок шва поблизу з коренем з'єднання за оцінкою енергії активації процесу ЗТП [11] в дійсності визначає характер залежності швидкості розігріву металу від основних технологічних параметрів (рис. 1, а). За характером залежності крива нагрівання повинна бути розділена на три частини з якісно різним характером зміни температури.

Для першої ділянки, пропорційно швидкості обертання робочого інструмента й сили притискання його до з'єднувальних кромок, відбувається підвищення температури сплаву. На другій ділянці монотонне збільшення температури досягається за постійної сили притискання інструмента, а на останній – за її зниження.

Аналіз характеру співвідношення $T \sim (P, \omega)$ (рис. 1, а) свідчить, що момент порушення прямо пропорційної залежності відповідає однаковій температурі 90 °С. Слід вважати, що за такої температури досягаються умови, коли ефект пом'якшення компенсує частину деформаційного зміцнення від пластичної течії. Дійс-

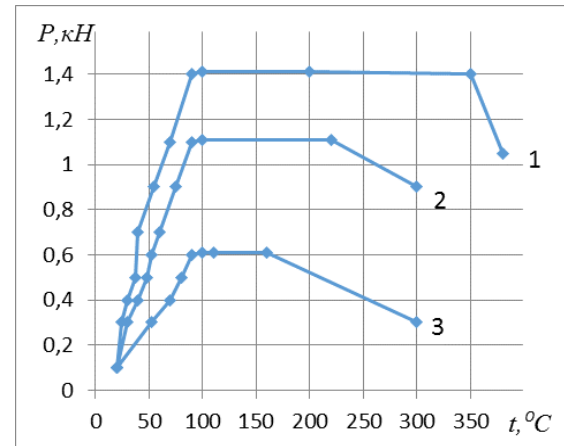
но, підвищення температури гарячого обтискування, приводячи до прискорення процесів дифузійного масопереносу, визначає співвідношення в розвитку вказаних процесів [13]. Структурні перетворення є результатом формування дислокаційних полігональних осередків із різним типом субмеж і кутів дезорієнтації [1].

Відома залежність $T \sim (P, \omega)$ (рис. 1, а):

$$T_R = 0,4 \cdot T_S, \quad (2)$$

де T_R і T_S – відповідно температури розвитку процесів рекристалізації та плавлення металевого матеріалу [10].

а – а



б – б

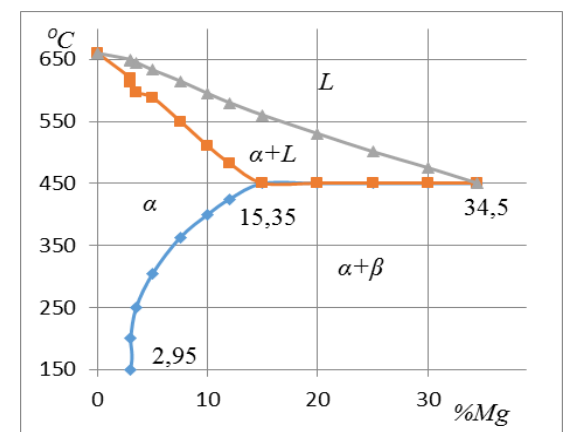


Рис. 1. Співвідношення між температурою нагрівання поверхні сплаву, P і ω робочого інструмента (1 – 800; 2 – 1 250; 3 – 1 600 хв^{-1}) (а) та частина діаграми стану Al–Mg (б)

Fig. 1. Ratio between the heating temperature of the alloy surface, P and ω of the working tool (1 – 800; 2 – 1 250; 3 – 1 600 min^{-1}) (a) and part of the Al–Mg (b) state diagram

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Наведене рівняння дозволить оцінити умови розвитку процесів структурних перетворень під час ЗТП.

Згідно з аналізом (2), температура відхилення від прямо пропорційного співвідношення в дійсності збігається з температурою початку розвитку процесів статичної рекристалізації [1]. Однак для двофазних сплавів розвиток рекристалізації, і в першу чергу збиральної, меншою мірою визначається об'ємною часткою другої фази, її дисперсністю та спроможністю взаємодіяти з металевою матрицею [1].

Так, за діаграмами стану двокомпонентних систем Al–Mg, Al–Mn, Al–Fe, досліджуваний сплав складається з α -твердого розчину і частинок другої фази: Al_2Mg (рис. 1, б), Al_6Mn та Al_3Fe . За діаграмами, хімічні з'єднання належать до частково взаємодійних із матрицею. Температурний інтервал існування фаз визначає, що після нагрівання вище за 270...280 °С, для вмісту 6,5 % Mg, повинні повністю бути розчинені частинки β -фази (рис. 1, б), а вище за 480 °С уже будуть розчинені Al_6Mn та Al_3Fe . Хоча, за реальних умов зварювання, високий градієнт температур та визначена інерція системи повинні зсунути момент деградації хімічних з'єднань у бік більш високих температур від ліній фазової рівноваги. У разі сприятливих умов розвитку ЗТП, за температур досліджуваного сплаву 380...470 °С, у дійсності відбувається прискорення процесів дифузійного масопереносу, що призведе до деградації хімічних з'єднань. Більше того, указані процеси призведуть до виникнення градієнта концентрації легувальних хімічних елементів, і в першу чергу Mg в матриці, що збільшить ефект зміцнення сплаву від стану твердого розчину.

Окрім температури розігріву, слід очікувати впливу на стан матриці деформації від дії стрижня та заплечиків робочого інструмента. Підтримка визначеного співвідношення між зародженням та анігіляцією дислокацій під час ЗТП, збереження їх загальної кількості, проковзування по межах зерен [4] стають додатковим джерелом збагачення матриці на легувальні елементи. На підставі цього структуроутворення під час ЗТП повинно визначатися не тільки зміною розміру зерна, але й станом тве-

рлого розчину, що підтверджується зміною твердості сплаву.

Для забезпечення умов надпластичної течії необхідна підтримка визначеного співвідношення між швидкостями введення й анігіляції дислокацій, а загальна їх кількість буде визначати термодинамічний стимул розвитку процесів динамічної рекристалізації. Разом із цим присутність у структурі частинок хімічних з'єднань може суттєво впливати на умови підтримки незмінним розмір зерна матриці в разі надпластичної течії.

Розвиток процесів збиральної рекристалізації у двофазних металевих матеріалах обумовлений моментом відриву межі зерна матриці від частинок другої фази. У результаті у структурі виникають ділянки з розташуванням частинок у середині зерен. У досліджуваному сплаві одночасний розвиток коалесценції частинок та часткова їх деградація повинні знизити ефект гальмування меж зерен матриці за збиральної рекристалізації.

У загальному вигляді рушійна сила збиральної рекристалізації спрямована на зниження поверхневої енергії внутрішніх меж розподілу в металевому матеріалі.

Протилежну спрямованість має вплив частинок другої фази на міграцію меж зерен під час нагрівання та витримки за певних температур.

Умова відриву межі зерна від частинок дорівнює вказаним впливом у вигляді співвідношення [9]:

$$d = \frac{2 \cdot D}{3 \cdot f}, \quad (3)$$

де d – середній розмір зерна; D – діаметр частинок; f – об'ємна частка другої фази.

За співвідношенням (3), підвищення дисперсності частинок другої фази та їх об'ємної частки супроводжується зменшенням розміру зерна матриці. Коефіцієнт пропорційності є характеристикою, залежною від f . Так, за [1], для вуглецевих сталей зниження об'ємної частки цементиту може призводити до прогресуючого відхилення розрахованих за (3) значень d від реальних після розвитку збиральної рекристалізації. Наведена похибка може бути компенсована лише завдяки зміні коефіцієнта пропорційності.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

На підставі цього надмірне підвищення температури під час ЗТП призведе до виникнення високого градієнта температури кромки, а момент прискореного розчинення хімічних з'єднань буде зсунутий в область більш високих температур.

Як результат виникає додатковий чинник впливу з боку залишків частинок других фаз на процеси структуроутворення в матриці сплаву. Підтвердженням наведеного положення є дані зміни d під час зварювання тертям із перемішуванням.

Для області температур 330...360 °С незначне збільшення температури деформації під заплечиками супроводжується вагомим зниженням рівня деформувального зусилля порівняно з другою ділянкою за постійного P . Характер зміни P можна розглядати як тенденцію в досягненні умов надпластичної течії під час ЗТП. Дійсно, за більшістю досліджень, моментом досягнення умов надпластичної течії вважається різке зниження деформувального зусилля.

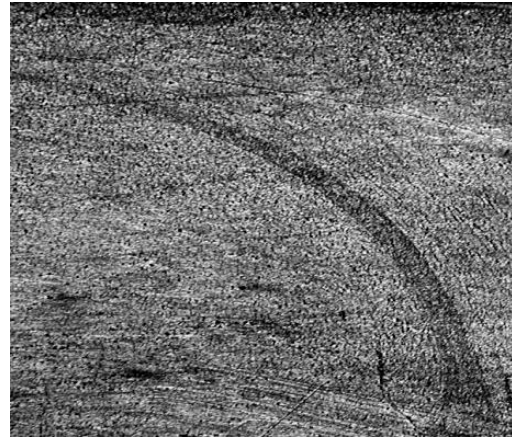
За рівнянням (1) може бути виконана вимога лише для структур з однаковими розмірами фаз, на рівні 3...5 мкм [1]. Досягнення максимальної пластичності буде визначатися спроможністю підтримувати незмінною дисперсність структури в цілому.

Після формування зварного шва визначили суттєві зміни структури залежно від локальної температури розповсюдження пластичної деформації (рис. 2). У похідному стані сплав мав структуру з розміром зерна порядку 3...4 мкм.

Під час ЗТП пластична деформація супроводжується обов'язковим формуванням градієнта температур по товщині з'єднувальних кромки. Пов'язано це з відстанню прошарків сплаву від поверхні дії заплечиків робочого інструмента.

Висока чутливість розвитку надпластичної течії в металевих матеріалах до стабільності підтримки умов температурно-деформаційного процесу призводить до того, що незначні відхилення від оптимальних значень супроводжуються різким зниженням пластичності сплаву [1]. Результат детальнішого дослідження мікроструктури сплаву від температури інтенсивного перемішування під час ЗТП наведений на рис. 3.

а – а



б – б

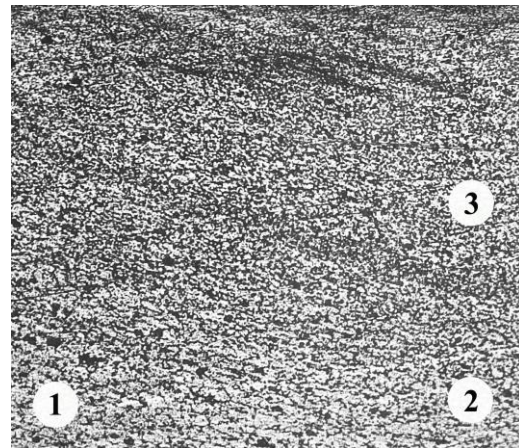


Рис. 2. Структура сплаву в області інтенсивного перемішування під час ЗТП, ($\omega = 1\ 250\ \text{хв}^{-1}$).

Температура нагрівання сплаву:
1 – 330 °С; 2 – 345 °С; 3 – 360 °С.

Збільшення:
а – 50; б – 175

Fig. 2. Alloy structure in the area of intensive stirring during the friction stir welding, ($\omega = 1\ 250\ \text{min}^{-1}$).

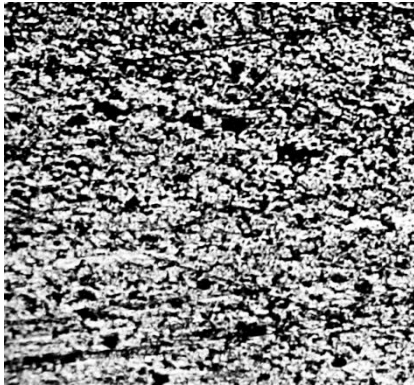
Alloy heating temp.:
1 – 330 °C; 2 – 345 °C; 3 – 360 °C.

Magnification:
a – 50; b – 175

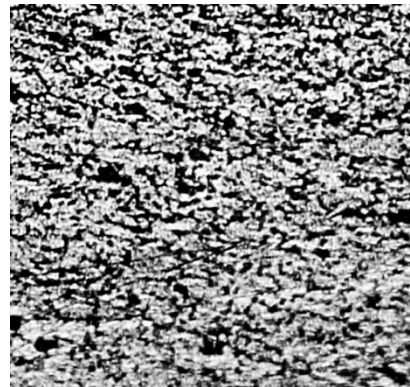
Дослідження структури свідчать, що морфологія зерен залишається практично незмінною. З іншого боку, уже незначної зміни температури достатньо для початку формування зерен зі спрямуванням розповсюдження пластичних деформацій. Це підтверджується наближенням орієнтації зерен до напрямку дії максимальних дотичних напружень (рис. 2, б).

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

a – a



b – b



в – в

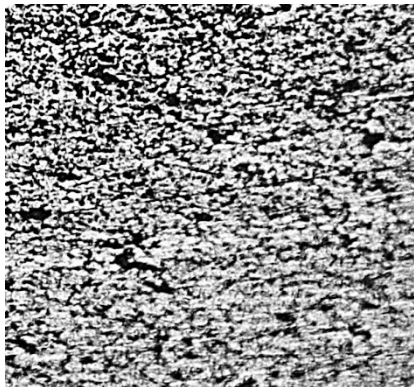


Рис. 3. Мікροструктура сплаву АМг6 за $\omega = 1\ 250\ \text{хв}^{-1}$ залежно від температури перемішування, збільшення 500:
a – 330 °С; б – 345 °С; в – 360 °С

Fig. 3. Microstructure of AMg6 alloy at $\omega = 1\ 250\ \text{min}^{-1}$ depending on the stirring temperature, magnification 500:
a – 330 °С; b – 345 °С; c – 360 °С

Із метою розділення впливу на характеристики міцності сплаву від меж зерен і стану твердого розчину було використано співвідношення типу Холла–Петча [1, 2]:

$$\sigma_T = \sigma_i + k_y \cdot d^{-0.5}, \quad (4)$$

де σ_T – умовна межа плинності; σ_i – напруження течії за необмеженого розміру зерна; k_y – коефіцієнт, що визначає проникливість меж зерен розповсюдженню течії.

Широке застосування (4) [1, 3] вказує на можливість використання його для оцінки локальної пластичної деформації на розмір зерен сплаву під час ЗТП за замірами мікротвердості.

Ураховуючи відсутність чіткої межі у структурі між визначеними зонами (рис. 2, б), аналіз здійснювали лише для двох об'ємів із температурами 330 і 360 °С. Після оцінки розміру зерна матриці в мікрооб'ємах, з відповідними температурами й мікротвердістю, було побудовано співвідношення для H_μ :

$$H_\mu = H_{\mu_i} + k_y \cdot d^{-0.5}, \quad (5)$$

де характеристики H_{μ_i} і k_y – аналогічні (4).

За результатами кореляційного співвідношення $H_\mu - d$ (рис. 4) можна визначити, що вагомий вплив на рівень H_μ має зерно матриці.

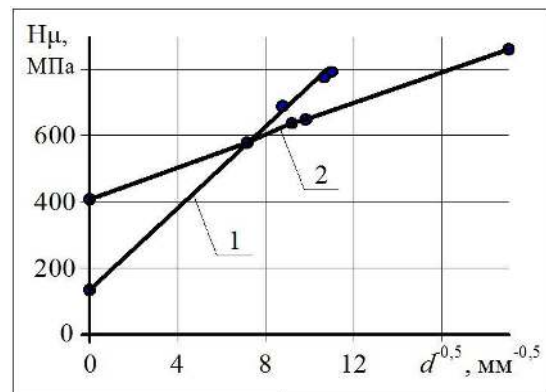


Рис. 4. Вплив розміру зерна α -твердого розчину на мікротвердість, залежно від мікрооб'ємів із температурою сплаву:
1 – 360 °С; 2 – 330 °С

Fig. 4. Effect of grain size of α -solid solution on microhardness, depending on micro-volumes with alloy temperature:
1 – 360 °С; 2 – 330 °С

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Разом із цим вплив частинок другої фази залежить від їх розташування у структурі металевого матеріалу. Коли частинки мають розташування в середині зерен, відбувається перехід ролі основного структурного елемента від розміру зерна до відстані між частинками. За параметрами (5) визначено, що збільшення температури розігріву від 330 до 360 °С знижує внесок у рівень мікротвердості від стану твердого розчину (H_{μ}), а опір розповсюдженню течії від меж зерен із великими кутами дезорієнтації зростатиме більше як у два рази.

У наслідок такого характеру впливу стає можливим розділити внесок структурних складових у досягнення умов надпластичної течії. За підвищення температури ефект зміцнення від стану твердого розчину буде знижуватися, а внесок від меж зерен буде зростати.

Окрім цього, стає в нагоді порівняння мікротвердості для однакових d , але за різних температур деформації. Відомо, що в разі зниження температури напруження течії від деформаційного зміцнення буде зростати, хоча рівень пом'якшення за термін витримки металу у випадку таких температур буде більшим [1].

Підтверджує це рис. 4. Для розміру зерна 8 мкм після ЗТП в об'ємі сплаву з температурою 330 °С H_{μ} після охолодження дорівнює менше ніж 700 МПа, а для об'єму з 360 °С – приблизно на 15 % вище. Для інтервалу відносно більших d може бути інше співвідношення. Після екстраполяції на розмір зерна 28 мкм отримано значення H_{μ} 520 МПа для 330 °С, а для об'єму з температурою 360 °С – 480 МПа.

Таким чином, отримано якісно різне співвідношення $H_{\mu}^{330} > H_{\mu}^{360}$, ніж для 330 °С. Наведені співвідношення H_{μ} для двох температур та розмірів зерна слід розглядати як оцінку впливу деформаційного зміцнення в досягнення умов надпластичної течії. За даними вуглецевих сталей, у разі збільшення d фериту [1] параметри деформаційного зміцнення зростають, що підтверджує необхідність формування структури з наддрібним зерном для розвитку надпластичної течії.

Інша складова технології – це підтримка стабільного співвідношення між швидкістю деформації та температурою [8, 12].

За отриманими результатами (рис. 1 – 4), технологічні параметри повинні забезпечувати мінімальний внесок від впливу деформаційного зміцнення в розвиток надпластичної течії. Окрім формування наддрібного зерна та підтримки незмінної кількості дислокацій для розповсюдження надпластичної течії.

Слід враховувати можливий внесок від додаткового чинника – стану твердого розчину, якому практично не приділено уваги.

Ураховуючи, що дослідження технології ЗТП у більшості випадків обмежуються формуванням стикових з'єднань, було здійснено спроби застосування такої технології для зварювання елементів з іншим розташуванням у просторі. На рис. 5 наведено результат під час проходження інструмента уздовж гребеня кутового з'єднання (рис. 5, а). Порівняно з відомими результатами [6, 7], рис. 5, було внесено якісні зміни у форму робочого інструмента, особливо щодо форми поверхні заплечиків (рис. 5, в). Порівняно зі стиковим з'єднанням, більший об'єм металу кромки визначає необхідність проведення додаткових досліджень стосовно формування температурного поля і його впливу на рівень остаточних напружень у зоні шва й області термічного впливу.

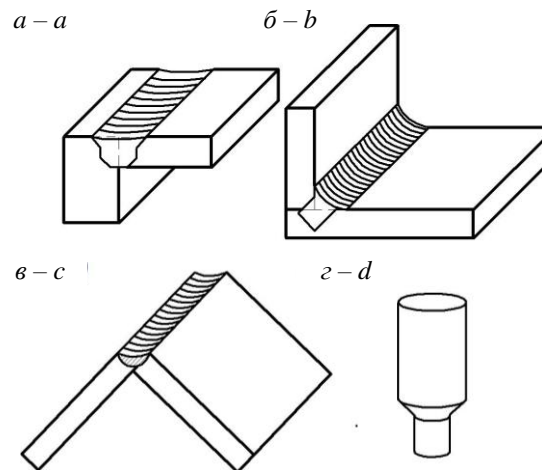


Рис. 5. Види зварних з'єднань та різновид інструмента:

- a* – зовнішнє стандартне кутове;
- b* – внутрішнє кутове;
- в* – зовнішнє кутове гребеневе;
- г* – робочий інструмент спеціальної конструкції

Fig. 5. Types of welded joints and variety of tools:
a – external standard bias welding;
b – internal bias welding;
c – external ridged bias welding;
d – working tool of special design

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

У цілому слід вважати, що для досягнення умов надпластичної течії повинен бути максимально знижений ефект від розвитку процесів деформаційного зміцнення.

Наукова новизна та практична значимість

Визначено умови розвитку структурних перетворень під час зварювання тертям із перемішуванням та механізм впливу розміру зерна на мікротвердість матриці. Перевищення оптимальної температури в зоні з'єднання під час зварювання сприяє прискоренню дифузії по межах між фазами та зерен, що призводить до формування градієнта концентрацій легувальних елементів, і в першу чергу Mg, збільшуючи ефект зміцнення від стану твердого розчину.

Висновки

1. У результаті дослідження визначено адитивний характер зміцнення від впливу твердого розчину та меж зерен за умов надпластичної течії.

2. Стан, наблизений до надпластичного, досягається за рахунок зменшення ефекту зміцнення твердого розчину та збільшення внеску від меж дрібних зерен.

3. Досягнення стану надпластичної деформації стає можливим завдяки максимальному зменшенню ефекту деформаційного зміцнення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Вакуленко И. А., Большаков В. И. *Морфология структуры и деформационное упрочнение стали*. Днепро : Маковецкий, 2008. 196 с.
2. Грабский М. В. *Структурная сверхпластичность*. Москва : Metallurgiya, 1975. 272 с.
3. Crist B. W., Smith C. V. Comparison of the Hall–Petch parameters of zone–refined iron determined by the grain size and extrapolation methods. *Acta Metallurgica*. 1967. Vol. 15. Iss. 5. P. 809–816. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(67\)90362-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(67)90362-8)
4. Hubbard D. *Plastic Deformation: Processes, Properties and Applications*. USA : Nova Science Publishers, 2016. 198 p.
5. Kumar S. Dharani, Kumar S. Sendhil. Investigation of mechanical behavior of friction stir welded joints of AA6063 with AA5083 aluminum alloys. *Mechanics and Mechanical Engineering*. 2019. Vol. 23. Iss. 1. P. 59–63. DOI: <https://doi.org/10.2478/mme-2019-0008>
6. Mishra A., Tiwari A., Shukla M. K., Rose A. R. Analysis of Tools used in Friction Stir Welding process. *International Journal of Current Engineering and Technology*. 2018. Vol. 8. No 6. P. 1519–1524. DOI: <https://doi.org/10.14741/ijcet/v.8.6.2>
7. Mishra R. S., Mahoney M. W. Friction stir welding and processing. Ohio : ASM International, 2007. 355 p.
8. Rane Abhishek J., Yadav Milind S. Effect of friction stir welding process on mechanical and thermal behavior of dissimilar materials. *International journal of engineering sciences & research technology*. 2018. Vol. 7 (4). P. 420–428. DOI: <https://doi.org/10.5281/zenodo.1218671>
9. Smith C. S. Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructure. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1948. Vol. 175. P. 15–67. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0215-5>
10. Vakulenko I. O., Plitchenko S. O. Determination activation energy of friction stir welding. *Welding and Related Technologies* : Proc. of 9th Intern. Conf. of Young Scientists (Kyiv, 23–26 May 2017). Kyiv, 2017. P. 54–58.
11. Vakulenko I. O., Plitchenko S. O., Murashova N. H., Bohomaz V. N. Concept of determining the friction stir welding mode. *Науковий вісник НГУ*. 2018. No 4. P. 99–105. DOI: <https://doi.org/10.29202/nvngu/2018-4/9>
12. Villegas J. F., Dominguez J. V., Ochoa G. V., Unfried-Silgado J. Thermo-Mechanical Modeling of Friction-Stir Welding Tool Used in Aluminum Alloys Joints. *Contemporary Engineering Sciences*. 2017. Vol. 10. No. 34. P. 1659–1667. DOI: <https://doi.org/10.12988/ces.2017.711156>
13. Xiao Y., Zhan H., Gu Y., Li Q. Modeling heat transfer during friction stir welding using a meshless particle method. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017. Vol. 104. P. 288–300. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.08.047>

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

С. А. ПЛИТЧЕНКО^{1*}, Н. Н. ГРИЩЕНКО²

^{1*}Каф. «Прикладная механика и материаловедение», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепро, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта plit4enko@ukr.net, ORCID 0000-0002-0613-2544

²Каф. «Прикладная механика и материаловедение», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, Днепро, Украина, 49010, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-3690-5130

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ МНОГОФАЗНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Цель. В качестве основной цели работы мы ставим: исследование условий развития структурных преобразований при сварке трением с перемешиванием (СТП); установку характера отдельного вклада структурных составляющих в достижение условий сверхпластического течения; определение характера влияния размера зерна на микротвердость матрицы сплава при СТП. **Методика.** Сварку трением с перемешиванием выполнено на специально разработанном оборудовании. Материалом были пластины толщиной 2,9 мм из сплава алюминия АМг6 с химическим содержанием легирующих элементов в пределах марочного состава. Температуру и давление от инструмента на кромки при сварке определено на специально разработанном стенде. Силу прижатия инструмента к металлу измеряно динамометром типа ДС–0,1. В качестве характеристики прочности микрообъемов сплава была принята микротвердость, которую измеряно на приборе ПМТ–3, при нагрузке на индентор 0,05 Н. **Результаты.** При различных соотношениях частоты вращения рабочего инструмента и нормального прижатия к кромкам определено степень нагрева металла и качество формирования шва. Оценена степень влияния технологических параметров СТП на температуру разогрева металла в зоне действия заплечиков рабочего инструмента. Рассмотрено развитие рекристаллизационных процессов в условиях двухфазных сплавов. Показано, что собирательная рекристаллизация в меньшей степени определяется объемной долей второй фазы, ее дисперсностью и способностью взаимодействовать с металлической матрицей. Оценено влияние градиента температур на величину микротвердости для структур зоны термического влияния, в условиях практически неизменной морфологии зерен. **Научная новизна.** Определены условия развития структурных преобразований при сварке трением с перемешиванием и механизм влияния размера зерна на микротвердость матрицы. Превышение оптимальной температуры в зоне соединения при сварке способствует ускорению диффузии по границам между фазами и зерен, что приводит к формированию градиента концентраций легирующих элементов, и в первую очередь Mg, увеличивая эффект упрочнения от состояния твердого раствора. **Практическая значимость.** В результате исследования определен аддитивный характер упрочнения от воздействия твердого раствора и границ зерен в условиях сверхпластического течения. Состояние, приближенное к сверхпластическому, достигается за счет уменьшения эффекта упрочнения твердого раствора и увеличения вклада от границ мелких зерен. Достижение состояния сверхпластической деформации становится возможным благодаря максимальному уменьшению эффекта деформационного упрочнения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием (СТП); тепловая энергия; рабочий инструмент; размер зерна; оптимальная температура

S. O. PLITCHENKO^{1*}, M. M. GRISCHENKO²

^{1*}Dep. «Applied Mechanics and Materials Science», Dnipro National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryana St., 2, Dnipro, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail plit4enko@ukr.net, ORCID 0000-0002-0613-2544

²Dep. «Applied Mechanics and Materials Science», Dnipro National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryana St., 2, Dnipro, Ukraine, 49010, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail dnuzt_texmat@ukr.net, ORCID 0000-0002-3690-5130

RESEARCH OF DEVELOPMENT CONDITIONS OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS DURING FRICTION STIR WELDING OF MULTIPHASE ALUMINUM ALLOY

Purpose. We aim to investigate the development conditions of structural transformations during friction stir welding (FSW); establish the nature of individual influence of structural components in achieving superplastic flow conditions; determine the influence nature of grain size on the groundmass microhardness during FSW. **Methodology.** Friction stir welding was performed on specially designed equipment. The material was 2.9 mm thick AMg6 aluminum alloy plates with the chemical content of alloying elements within the grade composition. The temperature and pressure from the tool on the edges during welding were determined on a specially designed stand. The tool pressing force to the metal was measured with a dynamometer type DC-0.1. Microhardness measured on the PMT-3 device with the indentation load of 0.05 N was taken as a characteristic of alloy microvolumes strength. **Findings.** Different degrees of rotation of the working tool and normal pressure to the edges determined the degree of metal heating and the quality of the seam formation. The influence degree of the technological parameters of the FSW on the metal heating temperature in the area of the working tool shoulder is estimated. The development of recrystallization processes in the conditions of two-phase alloys is considered. It has been shown that collective recrystallization is less determined by the volume fraction of the second phase, its dispersity and ability to interact with the metal matrix. The effect of the temperature gradient on the microhardness for the structures of the heat-affected zone is estimated under conditions of a practically unchanged grain morphology. **Originality.** The conditions for the development of structural transformations during friction stir welding and the influence mechanism of grain size on the matrix microhardness are determined. Exceeding the optimum temperature in the joint area during welding contributes to the diffusion accelerating along the boundaries between phases and grains, resulting in the formation of a concentration gradient of alloying elements and, first of all Mg, increasing the hardening effect of the solid solution state. **Practical value.** According to the results, the additive character of the hardening from the influence of the solid solution and grain boundaries under the conditions of superplastic flow is determined. A state close to the superplastic flow is achieved by reducing the effect of hardening the solid solution and increasing the contribution from the small grains boundaries. Achieving a state of superplastic deformation is possible by minimizing the effect of strain hardening.

Keywords: friction stir welding (FSW); thermal energy; working tool; grain size; optimum temperature

REFERENCES

1. Vakulenko, I. A., & Bolshakov, V. I. (2008). *Morfologiya struktury i deformatsionnoe uprochnenie stali*. Dnepropetrovsk: Makovetskiy Y. V. (in Russian)
2. Grabskiy M. V. (1975). *Strukturnaya sverkhplastichnost'*. Moscow: Metallurgiya. (in Russian)
3. Christ, B. W., & Smith, G. V. (1967). Comparison of the hall-petch parameters of zone-refined iron determined by the grain size and extrapolation methods. *Acta Metallurgica*, 15(5), 809-816. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(67\)90362-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(67)90362-8) (in English)
4. Hubbard, D. (2016). *Plastic Deformation: Processes, Properties and Applications*. USA: Nova Science Publishers. (in English)
5. Kumar, S. Dharani, & Kumar, S. Sendhil. (2019). Investigation of mechanical behavior of friction stir welded joints of AA6063 with AA5083 aluminum alloys. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 23(1), 59-63. (in English)
6. Mishra, A., Tiwari, A., Shukla, M. K., & Rose, A. R. (2018). Analysis of Tools used in Friction Stir Welding process. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 8(6). 1519-1524. <https://doi.org/10.14741/ijcet/v.8.6.2> (in English)
7. Mishra, R. S., & Mahoney, M. W. (2007). *Friction stir welding and processing*. Ohio: ASM International. (in English)
8. Rane, Abhishek J., & Yadav, Milind S. (2018). Effect of friction stir welding process on mechanical and thermal behavior of dissimilar materials. *International journal of engineering sciences & research technology*, 7(4), 420-428. DOI: <https://doi.org/10.5281/zenodo.1218671> (in English)
9. Smith, C. S. (1948). Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructure. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 175, 15-67. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0215-5> (in English)

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

10. Vakulenko, I. O., & Plitchenko, S. O. (2017). Determination activation energy of friction stir welding. *Proceedings of the 9th International Conference Young Scientists Welding and Related Technologies, May 23-26, 2017*, 54-58. (in English)
11. Vakulenko, I. O., Plitchenko, S. O., Murashova, N. H., & Bohomaz, V. N. (2018). Concept of determining the friction stir welding mode. *Naukovyi Visnyk NHU*, 4, 99-105.
DOI: <https://doi.org/10.29202/nvngu/2018-4/9> (in English)
12. Villegas, J. F., Dominguez, J. V., Ochoa, G. V., & Unfried-Silgado, J. (2017). Thermo-mechanical modeling of friction-stir welding tool used in aluminum alloys joints. *Contemporary Engineering Sciences*, 10(34), 1659-1667. DOI: <https://doi.org/10.12988/ces.2017.711156> (in English)
13. Xiao, Y., Zhan, H., Gu, Y., & Li, Q. (2017). Modeling heat transfer during friction stir welding using a meshless particle method. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 104, 288-300.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.08.047> (in English)

Поступила в редколлегию: 01.10.2019

Принята к печати: 03.02.2020