

Структура маловуглецевої сталі після теплої гвинтової екструзії

О. Г. Пашинська, доктор технічних наук

Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України, Донецьк

Показано, що деформація маловуглецевої сталі 20Г2С теплою гвинтовою екструзією дозволяє подрібнити феритне і перлітне зерно, а також змінити морфологію цементиту з пластинчастої на глобулярну. Зерна фериту після деформації подрібнюються у 3 рази і характеризуються значною питомою долею висококутових меж до (85 %). Спостерігається перерозподіл вуглецю між фазами, подрібнення неметалічної силікатної фази і зміна її розташування в матеріалі.

В останні роки досягнуто звчних успіхів в отриманні і дослідженні матеріалів з ультрадрібнозернистою (УДЗ) і нанокристалічною (НК) структурами, сформованими методами інтенсивного пластичного деформування (ІПД). Формування УМЗ- і НК-структур методами ІПД суттєво впливає на деформаційну поведінку та механічні властивості металів і сплавів. Це дозволяє вважати ІПД перспективним методом управління структурою і властивостями. Високий інтерес до наноструктурованих матеріалів зумовлений не лише їх унікальними фізико-хімічними властивостями, але й високою міцністю і пластичністю [1].

Однією з найбільш ефективних технологій деформаційного отримання об'ємних металевих матеріалів з розміром зерна близько сотень нанометрів є технологія гвинтової екструзії (ГВЕ) [2, 3]. Проте отримання виробів з таких матеріалів залишається складним завданням, оскільки використання конструкційних матеріалів в УМЗ- і НК-станах в металургійній галузі обмежено відсутністю системних досліджень щодо закономірностей їх структуроутворення. В зв'язку з цим актуальною є проблема підвищення механічних властивостей низьковуглецевих сталей з УМЗ-структурою [4, 5], оскільки в таких сталях традиційними методами зміцнення складно отримати одночасно високу міцність у поєднанні з високою пластичністю.

Виходячи з цього досліджено закономірності формування структури і властивостей при обробці методом теплої ГВЕ сталі типу 20Г2С складу (% по масі): 0,24 С, 1,66 Мп, 1,2 Si, 0,14 Cr, 0,24 Ni, 0,01 Al, 0,06 Cu, 0,04 S. Зразки отримували із заготовки шляхом теплового (400 °С) кування і наступного фрезерування до перерізу 24 x 39 мм. Потім їх відпалювали при 920 °С протягом 1 години з наступним охолодженням на повітрі. Екструзію здійснювали на гідравлічному пресі за три проходи при $P_{max} \approx 20$ МПа з протитиском 100 МПа. Перед першим проходом зразок нагрівали до 850 °С, перед другим і третім – до 400 °С. Загальна накопичена величина деформації складала $e = 6$.

Для аналізу властивостей і структури застосовували методики визначення мікротвердості та густини, рентгеноструктурний аналіз, сканувальну електронну мікроскопію, світлову мікроскопію, а також дифракцію зворотньорозсіяних електронів (ДЗЕ) [4].

Вивчення даних енергодисперсійного аналізу структури досліджуваної сталі, виконаного за допомогою сканувальної електронної мікроскопії, показало, що в цій сталі, окрім основної фази у вигляді заліза з ОЦК-граткою, міститься деяка кількість ГЦК-заліза і цементиту. Встановлено, що при теплій гвинтовій екструзії відбувається перерозподіл легуючих елементів в матеріалі. Так, наприклад, відносна концентрація вуглецю у феритній матриці зростає практично до 0,014 % (відносний приріст складає 37 %), а концентрація марганцю дещо зменшується. Це зумовлено різною рухливістю атомів легуючих елементів. Порядок зміни величин для вуглецю і марганцю пов'язаний з тим, що енергія активації дифузії вуглецю менше, ніж у металів, а коефіцієнт самодифузії і швидкість вищі. Перерозподіл легуючих компонентів пояснюється тим, що при ГВЕ збільшується швидкість масопереносу і відбуваються процеси гомогенізації. Схема гвинтової екструзії побудована на використанні простого зсуву, який, як відомо [6, 7], сприяє активному перерозподілу легуючих елементів і масопереносу за рахунок інтенсифікації руху дефектів через велику кількість вакансій, сформованих при деформації. Крім того, виконання ГВЕ з деяким підігріванням металу і матриці також сприяє збільшенню дифузійних потоків. Таким чином, тепла ГВЕ призводить до зміни співвідношення кількості фаз у досліджуваній сталі.

Дані щодо фазового складу, отримані дифракцією зворотньорозсіяних електронів, також підтверджують вищезазначене. Питома доля цементитної фази зменшилася від 20 % до 6 %. Зокрема, у вихідному стані розподіл складав: ОЦК-залізо – 78,5 %, ГЦК-залізо – 1,5 % і Fe_3C – 20 %; в деформованому стані ОЦК-залізо – 92 %, ГЦК-залізо – 2 % і Fe_3C – 6 %, відповідно (рис. 1).

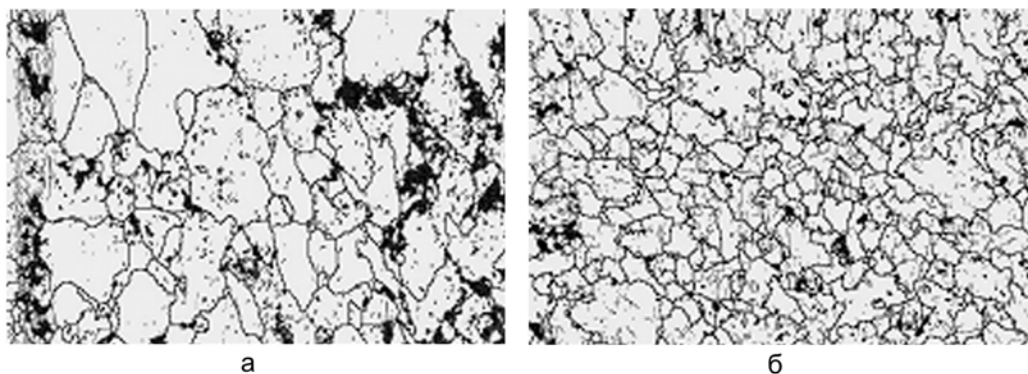


Рис. 1. Фазовий склад сталі після відпалу (а) та ГВЕ (б): світло-сіре – ОЦК-залізо, сіре – ГЦК-залізо, чорне – Fe_3C . $\times 600$.

Оскільки вихідний стан зразків відпалених, то фіксується однакова кількість фериту і перліту в подовжньому і поперечному перерізах. Після ГВЕ формується певна анізотропність структури і співвідношення фаз в різних

перерізах стає різним. У поперечному перерізі доля фериту падає від 83 % до 82,5 %, а в подовжньому зростає до 90 %. Середнє значення кількості фериту таким чином складає 86,3 %, що свідчить про збільшення доли фериту після ГВЕ. Цей ефект може мати місце в сталі тільки у випадку, коли одночасно спостерігається зменшення кількості перліту. Оцінка кількості перліту після ГВЕ показала, що доля перліту зростає в поперечному перерізі від 15 до 17 % і падає в подовжньому від 15 до 9,5 %.

Дані щодо зміни доли перліту після ГВЕ знаходяться у повній відповідності з даними зміни доли фериту. При цьому спостерігається збільшення кількості вуглецю в феритному зерні від 1,0 % до 1,4 %, що пов'язано з дифузією вуглецю із цементитних пластин під дією напружень [7, 8].

В цілому доля поверхні, зайнята феритом з перлітом, складає 99,55 %. Виникає справедливе питання: чим же зайнято 4,5 % площі шліфа, яка залишилася?

Дослідженнями за допомогою рентгенівського аналізу і сканувальної електронної мікроскопії в кремнієвому, залізному та вуглецевому випромінюваннях показано, що в досліджуваній сталі міститься значна кількість силікатів, пов'язана з умовами виплавки сталі (рис. 2). Однак після ГВЕ спостерігається суттєве подрібнення і зміна форми силікатних включень та їх розподілу в сталі.

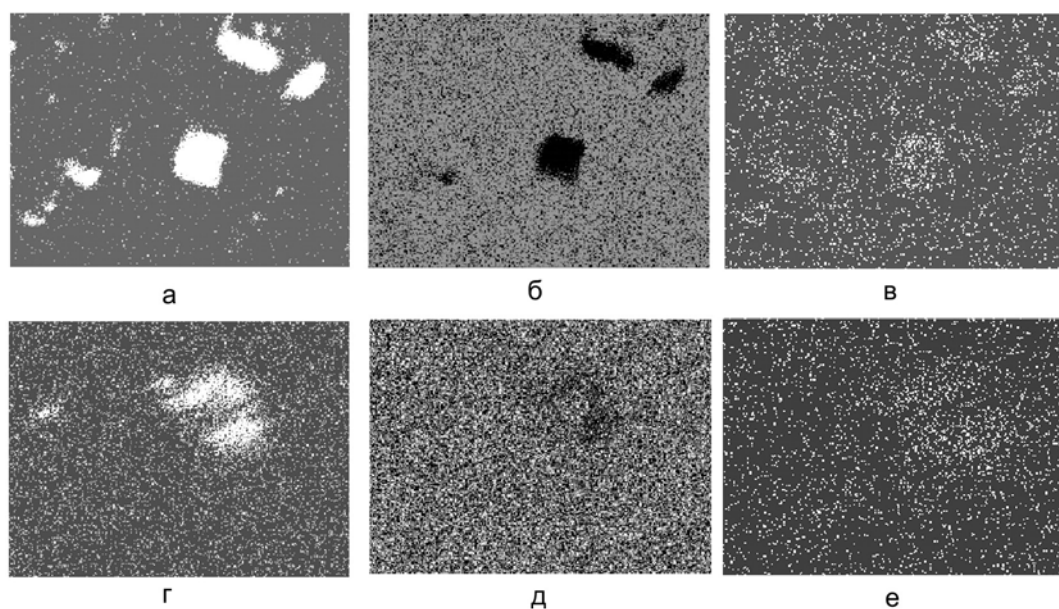


Рис. 2. Силікатні включення в сталі 20Г2С. а, б, в – вихідний стан; г, д, е – після ГВЕ. Випромінювання: а, г – Si; б, д – Fe; в, е – С. х 5000.

Оцінка кількості силікатної фази, виконана у двох перерізах за вищевикладеною методикою показала, що у вихідному відпаленому стані в поперечному перерізі доля силікатної фази знижується від 0,80 до 0,68 %. У поперечному також спостерігається зниження доли силікатної фази від 0,8 до

0,6 %. Таким чином, в обох перерізах спостерігається тенденція до зменшення кількості силікатної фази після ГВЕ, що є сприятливим фактором, особливо в поєднанні зі зменшенням розмірів неметалевої фази та більш рівномірним її розподілом у деформованому металі, що сприяє підвищенню пластичності сталі.

Аналізуючи структурні зміни сталі (рис. 3) після деформації ГВЕ, слід відзначити зміну морфології структури. Так, пластинчастий цементит перетворюється в глобулярний, створюючи конгломерати (рис. 3 а, б).

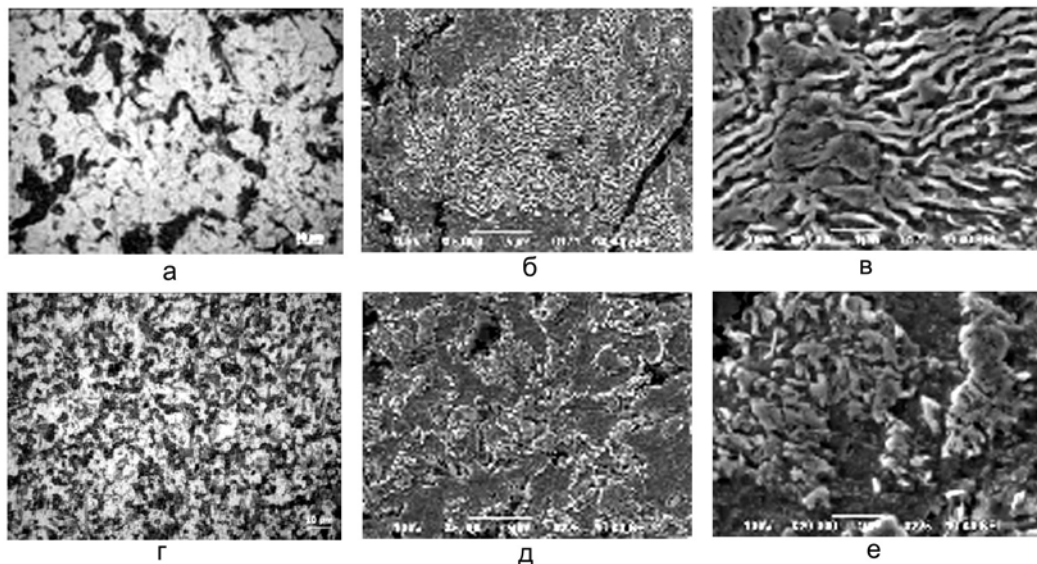


Рис. 3. Мікроструктура сталі у вихідному стані (а – в) та після ГВЕ (г – е): а, г – світлова мікроскопія; б, в, д, е – сканувальна електронна мікроскопія. а, г - x 1000, б, д - x 5000, в, е - x 20000.

Тепла гвинтова екструзія маловуглецевої сталі марки 20Г2С призводить до фрагментації структурних складових: фериту та цементиту. Зерна фериту після деформації зменшуються у 3 рази і характеризуються значною питомою долею (до 85 %) висококутових меж (рис. 4).

Окрім того спостерігається динамічна рекристалізація (рис. 5). Слід зазначити, що температура ГВЕ складає 400 °С, а вимірювання показали, що розігрів в осередку деформації підвищує температуру зразка ще на 100 °С. Це означає, що при ГВЕ зразки деформували нижче температури початку динамічної рекристалізації низьковуглецевої сталі, яка зазвичай дорівнює $T = 727$ °С. Початок динамічної рекристалізації при нижчих температурах пояснюється особливостями деформації ГВЕ, в котрій використовується простий зсув, і розвитком інтенсифікованого руху дефектів, аналогічно тому, як це спостерігалось при прокатці зі зсувом і рівноканальнокутовому пресуванні [1, 2, 4, 5].

Виявлене зниження температури початку динамічної рекристалізації при ПД співпадає з даними інших авторів і неодноразово обговорювалося в літературі [1, 2]. Однак по цьому питанню зараз немає повної ясності і воно потребує додаткових досліджень.

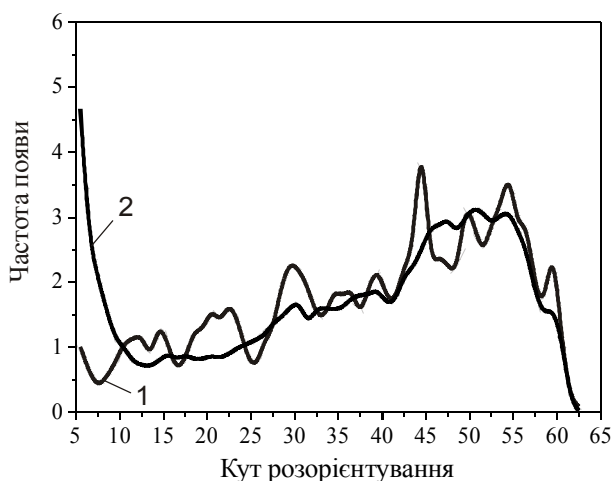


Рис. 4. Розподіл кутів розорієнтування меж зерен. 1 – початковий стан, 2 – ГВЕ.

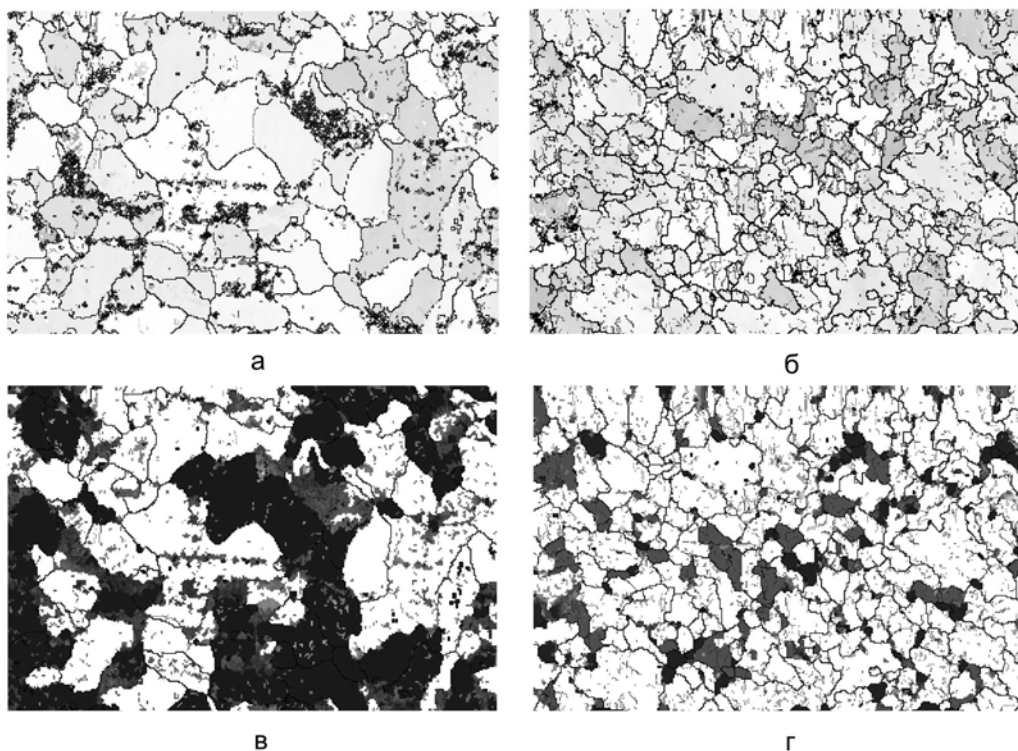


Рис. 5. Реконструкція мікроструктури (а, б) шляхом побудови ДОЕ-карт фактора Шміда та розорієнтувань меж зерен (сірий колір – малокутові межі, чорний – висококутові межі) та карти (в, г) рекристалізації (сірий колір – полігонізовані зерна, чорний – рекристалізовані зерна). х 600.

Цікавим є той факт, що при збільшенні мікротвердості на 50 % густина металу при ГВЕ практично не змінюється.

Ці факти можуть бути пояснені у рамках підходів про те, що зсувні деформації стимулюють утворення великої кількості дислокацій і активізують

процеси зародження й анігіляції вакансій. Це призводить до розвитку більш інтенсивного руху дефектів при схемах інтенсивної пластичної деформації, за яких відбувається простий зсув. Крім того факти свідчать про те, що при теплій ГВЕ протікають не тільки процеси фрагментації зерен, а й релаксаційні процеси (динамічна рекристалізація). Отже, можна говорити про те, що сформована в процесі теплої ГВЕ дефектна структура розвивається інволюційним шляхом [9, 10], тобто відбувається заліковування дефектів.

Таким чином встановлено, що обробка сталі 20Г2С за технологією теплової гвинтової екструзії дозволяє суттєво подрібнити феритне і перлітне зерно, змінити морфологію цементиту. Крім цього спостерігається перерозподіл вуглецю між фазами і подрібнення неметалевих включень силікатної фази.

Література

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 98 с.
2. Пашинская Е.Г. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации. – Донецк: Вебер, 2009. – 352 с.
3. Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Завдоев А.В. Метод дифракции обратноотраженных электронов в анализе структур деформированной стали // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 6. – С. 35 – 41.
4. Pashinska E., Varyukhin V., Zavadoev A. Effect of rolling with shear technology on structure, properties and plasticity of low-carbon steel // Emerging Materials Research. – 2012. – 1. – P. 121 – 126.
5. Пашинская Е.Г., Толпа А.А., Мышляев М.М. Влияние прокатки со сдвигом на свойства катанки и проволоки из стали 08Г2С // Металлы. – 2011. – № 6. – С. 25 – 31.
6. Корзникова Е.А. Исследование концентрации вакансий и плотности дислокаций в ГЦК металлах после интенсивной пластической деформации. // Автореф. дис. ... канд. техн. наук / ИПСМ РАН. – Уфа, 2011. – 22 с.
7. Пантлеон В. Структура деформации в сопоставлении с зернистой структурой после интенсивной пластической деформации // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 4. – С. 13 – 23.
8. Фирстов С.А., Даниленко Н.И., Копылов В.И. Структурные изменения при больших пластических деформациях в железе и их влияние на комплекс механических свойств // Изв. вузов. Физика. – 2002. – 1. – С. 41 – 48.
9. Главацкая Н.И. Немонотонное субструктурное упрочнение как следствие периодических структурных превращений при деформации ряда ГЦК-металлов // Металлофизика. – 1991. – 13, № 19. – С. 11 – 21.
10. Иванова В.С., Корзников А.А. Нелинейная динамика самоорганизации наноструктур при интенсивной пластической деформации металлов // Металлы. – 2002. – № 1. – С. 103 – 111.

Одержано 25.06.13

Е. Г. Пашинская

Структура малоуглеродистой стали после теплой винтовой экструзии

Резюме

Показано, что деформация малоуглеродистой стали 20Г2С теплой винтовой экструзией позволяет измельчить ферритное и перлитное зерно, а также изменить морфологию цементита с пластинчатой на глобулярную. Зерна феррита после деформации измельчаются в 3 раза и характеризуются значительной удельной долей высокоугловых границ (до 85 %). Наблюдается перераспределение углерода между фазами, измельчение неметаллической силикатной фазы и изменение ее расположения в материале.

E. G. Pashinskaya

Structure of low-carbon steel after a warm twist extrusion

Summary

It is rotined that deformation of low-carbon steel of 20Г2С by a warm twist extrusion allows to grind up ferritic and pearlitic grain, and also to change morphology of cementite with flake to globular. Grains of ferrit after deformation are ground down in 3 times and characterized with the considerable specific share of high-angular scopes (to 85 %). In addition, there is a redistribution of carbon phase-to-phase, grinding down of non-metal silicate phase and change of its location in material.

УДК 669.715:669.296

Модифікатори на основі Al – Zr для алюмінієвих розплавів

А. М. Верховлюк, доктор технічних наук

О. А. Щерецький, доктор технічних наук

Ю. М. Левченко, Р. А. Сергієнко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Розглянуто хімічний і фазовий склад, структуру, термофізичні характеристики перспективних модифікаторів на основі систем Al – Zr, Al – Cu – Zr, Al – Cu – Ni – Zr для алюмінієвих розплавів. Розроблено технологічні параметри їх отримання в аморфному та дрібнокристалічному станах, досліджено процес взаємодії з алюмінієвими розплавами.

Для покращення властивостей більшості промислових алюмінієвих сплавів до їх складу вводять невелику кількість (менше 1 %) перехідних та рідкісноземелів (Cr, Fe, V, Mn, Ti, Zr, Sc, Y та інш.) у вигляді відповідних лігатур. При взаємодії їх з розплавом утворюються дисперсні сполуки –