

УДК 621.762

Г. А. БАГЛЮК, докт. техн. наук, заст. директора, ІПМ НАН України;

О. І. ТОЛОЧИН, канд. техн. наук, ст. наук. співр., ІПМ НАН України;

О. В. ТОЛОЧИНА, аспірант. ІПМ НАН України;

Р. В. ЯКОВЕНКО, канд. техн. наук; наук. співр. ІПМ НАН України, Київ

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ Fe₃Al

Приведені результати дослідження можливостей застосування технології гарячого штампування пористих заготовок (ГШПЗ) для одержання Fe₃Al інтерметалідів і впливу режимів штампування та наступної термічної обробки на структуру і властивості останніх. Порошки Fe₃Al інтерметаліду одержували термічним синтезом при 1000°C у вакуумі із суміші елементарних порошків Fe і Al. Гаряче штампування спресованих заготовок проводили при 1000, 1050, 1100 і 1150°C і піддавали гарячештамовані зразки додатковому спіканню у вакуумі в діапазоні температур 1100÷1450°C. Спікання гарячештамованих зразків призводить до збільшення міцності і тріщиностійкості матеріалів, тоді як твердість гарячештамованих інтерметалідів знижується після спікання останніх.

Ключові слова: інтерметалід, алюмінід заліза, порошок, гаряче штампування, спікання, структура, міцність.

Вступ. Інтерметаліди системи Fe-Al стають все більш привабливими для сучасної промисловості внаслідок унікального сполучення їх фізичних, хімічних та механічних властивостей, таких як низька густина, висока корозійна стійкість, жаростійкість і жароміцність при прийнятних властивостях міцності як при кімнатній, так і підвищених температурах [1–3]. При цьому, зі збільшенням концентрації алюмінію в сплаві знижується густина матеріалу, а стійкість до окислювання зростає [3]. Це визначає можливість широкого використання Fe-Al інтерметалідів з підвищеним вмістом алюмінію як конструкційних матеріалів для роботи при підвищених температурах і в агресивних середовищах. Однак, широке промислове застосування таких матеріалів, одержуваних методами ливарного переділу, в даний час обмежено внаслідок властивої їм підвищеної крихкості, низькими характеристиками пластичності та ударної в'язкості при кімнатній температурі [4].

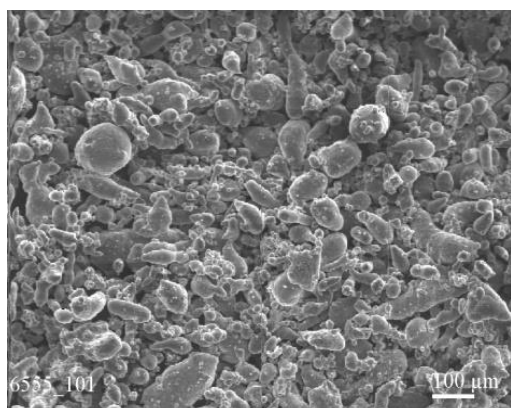
В той же час, з'явився цілий ряд робіт, які вказують на перспективність використання для одержання виробів з Fe-Al інтерметалідів методів порошкової металургії, які включають гаряче ізостатичне пресування, екструзію, інжекційне формування, гаряче штампування або гаряче пресування [2, 3, 5, 6], електроіскрове спікання [7, 8] в тому числі в сполученні з механічним легуванням [3, 8]. Проте, обмеженість інформації в цій області призводить до необхідності проведення комплексних досліджень з розробки

нових ефективних технологій одержання виробів з Fe-Al інтерметалідів та вивчення впливу технологічних режимів виготовлення на структуру і властивості одержуваних матеріалів.

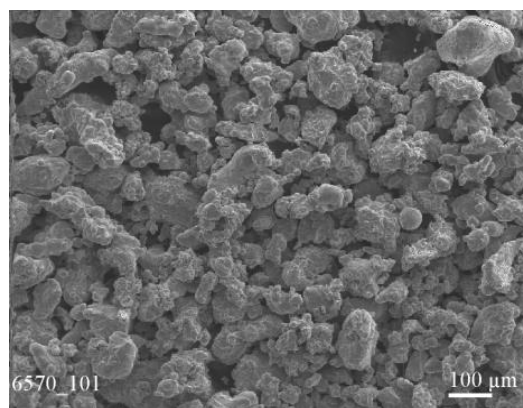
Метою даної роботи було дослідження можливостей застосування технології гарячого штампування пористих заготовок (ГШПЗ) для одержання Fe₃Al інтерметалідів та впливу режимів штампування і наступної термічної обробки на структуру і властивості останніх.

Методика експерименту. Вихідні порошки заліза ПЖР-3.200.28 з розміром часток 80–160 мкм і алюмінію ПА-4 з розміром часток 30–70 мкм (рис. 1) у співвідношенні (мас. %) 86 Fe + 14 Al змішувалися в барабанному змішувачі протягом 60 хв. у спирті.

Термічний синтез порошків Fe₃Al інтерметаліду із суміші елементарних порошків Fe і Al проводили при температурі 1000°C з ізотермічною витримкою 60 хв. у вакуумі 10⁻³ мм. рт. ст. У результаті синтезу одержували пористу губку, яку потім розмелювали і з отриманих порошків сплаву при 600 МПа пресували пористі заготовки для наступного гарячого штампування. Заготовки нагрівали потім у проточному аргоні до 1000, 1050, 1100 і 1150°C и здійснювали гаряче штампування в напівзакритому штампі (рис. 2) на гвинтовому дугостаторном пресі.



а



б

Рис. 1 – Вихідні порошки: а – алюмінію та б – заліза

Гарячештамповані зразки розділялися на чотири групи, одна з яких не піддавалася подальшій термічній обробці, а три інші піддавали додатковому спіканню у вакуумі у відповідності з наступними режимами:

- I: спікання при 1100°C з витримкою 180 хв.;
- II: спікання при 1300°C з витримкою 10 хв.;
- III: спікання при 1450°C з витримкою 10 хв.

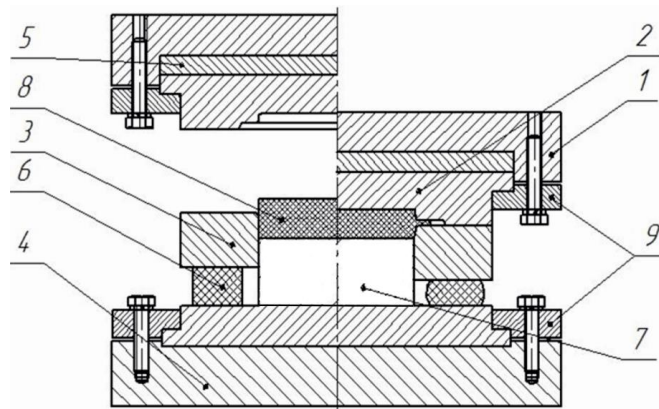


Рис. 2 – Конструктивна схема штаму для гарячого штампування пористих заготовок:
1 – верхня плита; 2 – верхня напівматриця; 3 – нижня напівматриця; 4 – нижня плита;
5 – підкладна плита, 6 – пружний елемент; 7 – упор; 8 – заготовка; 9 – фланець

Після здійснення кожної з технологічних операцій на отриманих зразках усіх чотирьох серій досліджували густину (гідростатичним методом), питомий електроопір (методом виміру спадання напруги), твердість по Вікерсу з навантаженням 100 Н, міцність при вигині на зразках розміром 6×4×35 мм і відстанню між опорами 20 мм; тріщиностійкість визначали на зразках розміром 6×4×20 мм із відстанню між опорами 10 мм. Тріщину в зразок вводили електроіскровим методом дротом діаметром 0,1 мм. Випробовування на вигин і тріщиностійкість проводили на машині Ceramtest system. Рентгено-фазовий аналіз зразків здійснювали на приладі ДРОН-3М у $\text{Co-K}\alpha$ випромінюванні. Структуру матеріалу досліджували на скануючому електронному мікроскопі JEOL Superprobe 733 після травлення 10 %-ним розчином азотної кислоти

Результати експериментів та їх обговорення. Результати рентгенофазового аналізу зразків, отриманих після різних технологічних етапів, показали, що синтез із суміші порошків Fe + 14 % Al при температурі 1000°C призводить до утворення інтерметаліду із упорядкованою структурою типу B2, яка характерна для фази FeAl , з міжплощинною відстанню [9], що складає 2,044 Å. Понадструктурних ліній, що характеризують структуру типу D0_3 , і вільних алюмінію і заліза в синтезованому зразку не виявлено. Ідентичний фазовий склад мають і гарячештамовані з температури 1000°÷1150°C зразки.

Застосування наступного спікання штамованих зразків дозволяє забезпечити упорядкування структури інтерметаліду по типі D0_3 і появу фази Fe_3Al , яка на рентгенограмах відзначається наявністю понадструктурних ліній.

Густина зразків після штампування з 1000°C складала близько 6,62 г/см³ і з подальшим збільшенням температури практично не змінюється (рис. 3). Наступне спікання при температурах 1100° та 1300°C призвело до деякого зниження густини, що більш помітно для зразків, відштамованих при більш

низьких температурах. Підвищення пористості може бути пов'язане з деякою дегазацією зразків при спіканні їхній у вакуумі після штампування, а також із процесом упорядкування структури з типу В2 до типу D0₃. Спікання ущільнених зразків при 1450°C призвело до збільшення щільності до 6,71÷6,72 г/см³ для всіх температур штампування, що відповідає теоретичній густині інтерметаліду Fe₃Al.

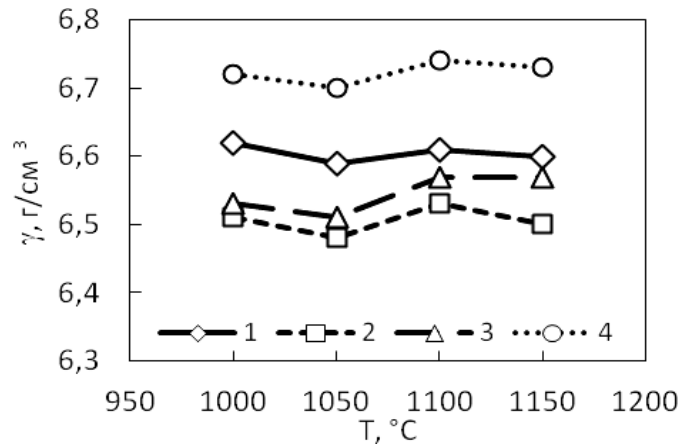


Рис. 3 – Залежність густини зразків від температури штампування і температури подальшого спікання: 1 – гаряче штампування (ГШ); 2 – ГШ + спікання при 1100°C; 3 – ГШ + спікання при 1300°C, 4 – ГШ + спікання при 1450°C

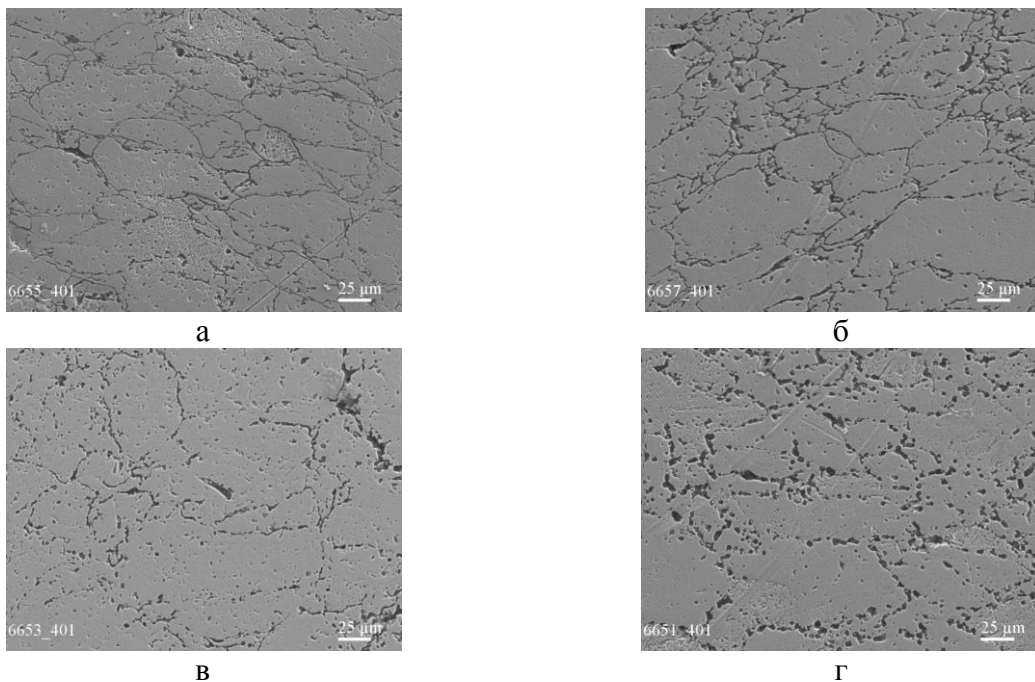


Рис. 4 – Структура зразків після штампування: а – з 1100°C і наступного спікання: б – при 1100°, в – 1300° та г – 1450°C

Аналіз мікроструктури гарячешампованих зразків не показав помітного впливу на неї температури штампування, тоді як їх наступне спікання призвело

до істотного підвищення ступеня міжчасткового зрощування: у суцільній сітці крихких міжчасткових контактів у гарячештампованому інтерметаліді (рис. 4, а) спостерігаються елементи міжчасткового зрощування вже після спікання при відносно низькій температурі 1100°C (рис. 4, б), а з підвищенням температури спікання сітка помітно перетворюється в розривну (рис. 4, в, г). Підвищення температури спікання призводить також до деякого укрупнення структури. Крім того, помітно, що границі в штампованому інтерметаліді до і після спікання по різному витравилися, що може вказувати на їх різну якість і склад домішок на границях зерен.

Якість границь та ступінь контактної взаємодії між частками в матеріалі побічно відбиває характеристика питомого електроопору. Як показали результати досліджень (рис. 5), гарячештамповані зразки показали деяке зниження електроопору зі збільшенням температури штампування з $1000\div 1050^{\circ}\text{C}$ до $1100\div 1150^{\circ}\text{C}$, що може бути викликано підвищенням ступеня адгезійної взаємодії між частками при більш високих температурах. Однак при температурі штампування 1050°C спостерігається деяке збільшення питомого електроопору інтерметаліду, однієї з причин чого може бути підвищена пористість отриманих після ГШ з 1050°C зразків (рис. 3). При цьому, дефект, що привів до підвищеного значення питомого електроопору інтерметаліду після штампування з 1050°C , не виправляється наступним спіканням навіть при температурі 1450°C .

Спікання попередньо ущільнених штампуванням зразків показує зниження електроопору з $129\div 132$ мкОм·см до $112\div 116$ мкОм·см (відповідно для відштампованого інтерметаліду до і після спікання). Причиною такого зниження електроопору може бути як поліпшення якості границь у матеріалі, так і зменшення їх загальної довжини (див. рис. 4).

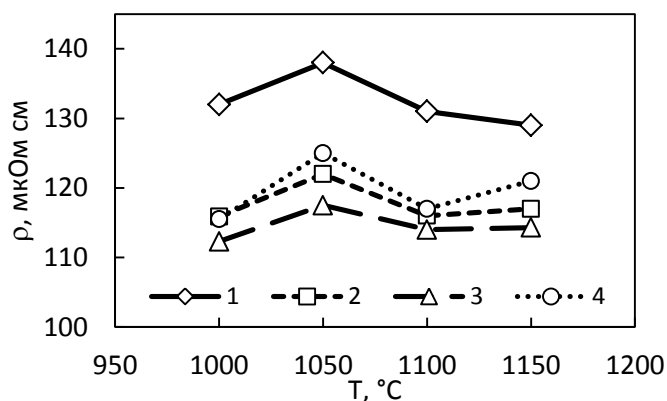


Рис. 5 – Залежність питомого електроопору зразків від температури штампування:
1 – для гарячештампованих та в подальшому спечених при: 2 – 1100° ; 3 – 1300° і 4 – 1450°C

До якості міжчасткових границь порошкового тіла значною мірою чуттєва і характеристики міцності та тріщиностійкості матеріалу. Так, їх випробування на вигин показали, що міцність гарячештампованих зразків, які не піддавалися подальшому спіканню, виявилася на рівні лише 400 МПа і практично не залежала від температури штампування (рис. 6, а). Спікання штампованих зразків при температурі 1100°C на протязі 180 хв. привело до збільшення міцності до 620÷700 МПа, а підвищення температури спікання до 1300°÷1450°C підвищило рівень міцності матеріалів вже до 900÷1050 МПа. Очевидно, зазначений ріст міцності пов'язаний зі зміною стану границь за рахунок поліпшення адгезії між частками і зменшенням довжини таких границь, що особливо помітно для більш високих температур спікання.

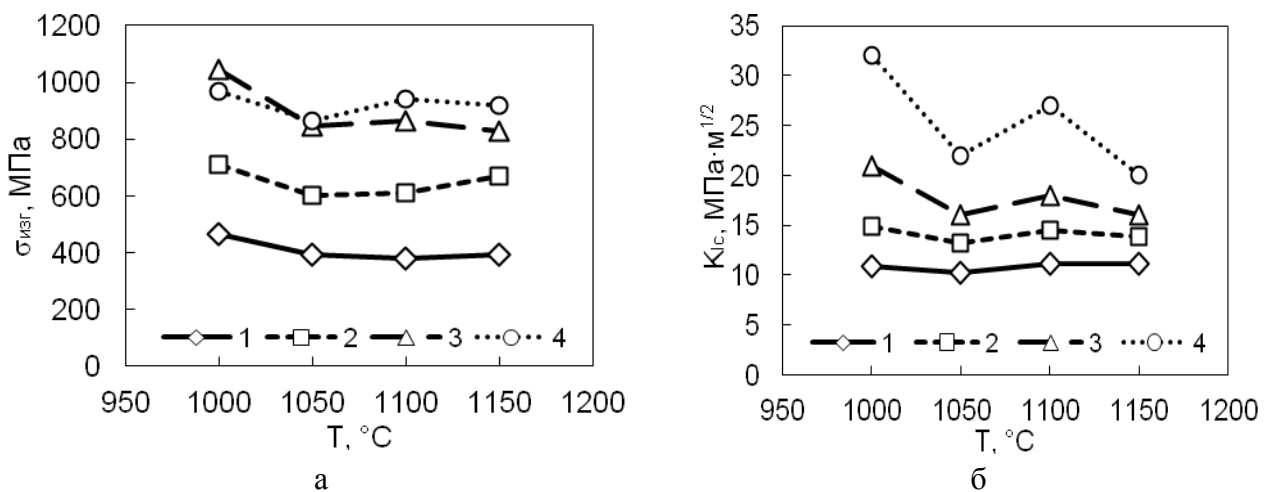


Рис. 6 – Залежність міцності: а – на вигин і б – тріщиностійкості від температури штампування: 1 – ГШ; 2 – ГШ + спікання при 1100°C; 3 – ГШ + спікання при 1300°C; 4 – ГШ + спікання при 1450°C

Важливою характеристикою, яка може оцінювати міцність границь і показує здатність структури матеріалу чинити опір просуванню тріщини, є тріщиностійкість. Крім того, інтерметаліди відносяться до матеріалів з низькою пластичністю, і саме тріщиностійкість найбільшою мірою описує поведінку крихких матеріалів при навантаженні.

Оцінка тріщиностійкості гарячештампованих зразків показала, що вони мають значення K_{1C} на рівні 10÷11 МПа·м^{1/2} для всього інтервалу температур штампування 1000÷1150°C (рис. 6, б). Наступне спікання дозволило підвищити дану характеристику і зі збільшенням температури спікання, спостерігається помітний ріст тріщиностійкості до 14÷15 МПа·м^{1/2} після спікання при 1100°C, до 17–20 МПа·м^{1/2} – при 1300°C та до 22–33 МПа·м^{1/2} – при 1450°C, що пов'язано зі значним поліпшенням якості міжчасткових границь.

На відміну від попередніх характеристик інтерметаліду, де не спостерігалось значного впливу на них температури штампування, оцінка значень твердості вказує на ріст останньої зі збільшенням температури деформації. У випадку ж подальшого спікання штампованих зразків відбувається зниження твердості (рис. 7).

В отличие от предыдущих характеристик интерметаллида, где не наблюдалось влияния температуры штамповки, оценка значений твердости указывает на рост последней с увеличением температуры деформации. В случае же дальнейшего спекания штампованных образцов происходит снижение твердости (рис. 6).

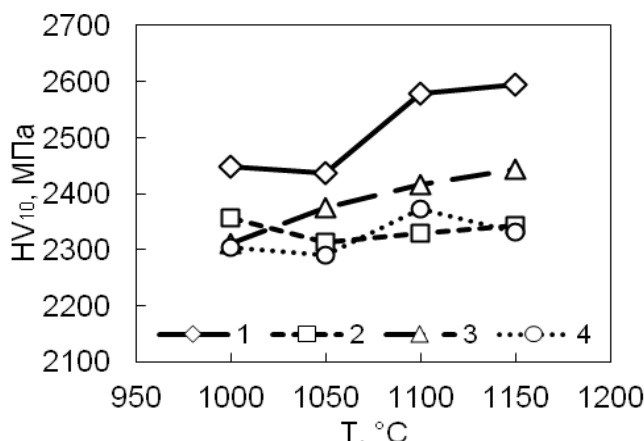


Рис. 7 – Залежність твердості по Вікерсу від температури штампування: 1 – ГШ; 2 – ГШ + спікання 1100°C; 3 – ГШ + спікання 1300°C, 4 – ГШ + спікання 1450°C

Висновки. 1) Термічний синтез суміші порошків Fe + 14 % Al при 1000°C призводить до утворення інтерметаліду з упорядкованою структурою, характерною для фази FeAl, що зберігається і після гарячого штампування. Застосування наступного спікання гарячештампованих зразків дозволяє забезпечити упорядкування структури інтерметаліду з формуванням переважної фази Fe₃Al.

2) Температура штампування у досліджуваному температурному діапазоні не викликає істотного впливу на структуру одержуваного інтерметаліду, тоді як його наступне спікання призводить до помітного підвищення ступеня міжчасткового зрощування. Суцільна сітка крихких міжчасткових контактів у гарячештампованому матеріалі з підвищенням температури спікання до 1300÷1450°C перетворюється в розривну. Підвищення температури спікання викликає також деяке огрубіння структури.

3) Спікання гарячештампованих зразків приводить до збільшення міцності і тріщиностійкості матеріалів, значення яких зростають зі збільшенням температури спікання, тоді як твердість гарячештампованих інтерметалідів знижується після спікання останніх.

Список літератури: 1. Martinez M., Viguier B., Maugis P., Lacaze J. Relation between composition, microstructure and oxidation in iron aluminides // Intermetallics. – 2006. – Vol. 14, No. 10–11. – P. 1214÷1220. 2. Deevi S. C., Sikka V. K. Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing, and applications // Intermetallics. – 1996. – Vol. 4, No. 5. – P. 357÷375. 3. Song H., Wu Y., Tang C., Yuan S., Gong Q., Liang J. Microstructure and Mechanical Properties of FeAl Intermetallics Prepared by Mechanical Alloying and Hot-Pressing // Tsinghua science and technology. – 2009. – Vol. 14, No. 3. – P. 300÷306. 5. Cohron J. W., Lin Y., Zee R. H., George E. P. Room-temperature mechanical behavior of FeAl: Effects of stoichiometry, environment, and boron addition // Acta Mater. – 1998. – Vol. 46, No. 17. – P. 6245÷6256. 6. Wang J., Xing J., Qiu Z., Zhi X., Cao L. Effect of fabrication methods on microstructure and mechanical properties of Fe₃Al-based alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 488. – P. 117÷122. 7. Szczepanik S., Godlewska E., Mania R. Materiały Fe-Al otrzymane z proszków // Kompozyty (Composites). – 2002. – Vol. 2, No. 4. – P. 242–248. 8. Grosdidier T., Ji G., Bernard F., Gaffet E., Munir Z. A., Launois S. Synthesis of bulk FeAl nanostructured materials by HVOF spray forming and spark plasma sintering // Intermetallics. – 2006. – Vol. 14, No.10/11. – P. 1208÷1213. 9. He Q., Jia C., Meng J. Influence of iron powder particle size on the microstructure and properties of Fe₃Al intermetallics prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 428, No. 1-2. – P. 314–318.

Надійшла (received) 25.10.2014

УДК 621.967.3 : 621.98.04

П. В. БОРОВИК, канд. техн. наук, доц., докторант, ДГМА, Краматорск;
М. Е. СЕЛЕЗНЕВ, аспирант, ДонГТУ, Алчевск

ОЦЕНКА СКОРОСТИ РЕЗКИ ЛИСТА ДИСКОВЫМИ НОЖАМИ

На базе метода конечных элементов и программного комплекса ABAQUS выполнено моделирование процесса резки листов дисковыми ножами на примере четырех марок стали (сталь 20, 65Г, 75, 15ХСНД) и проведен теоретический анализ влияния силовых и кинематических параметров на скорость резки. Разработан алгоритм расчета скорости резки листов дисковыми ножами. Определена величина установившейся скорости резки при отсутствии сил внешнего сопротивления, а также выполнена оценка влияния коэффициента трения и сил внешнего сопротивления на величину скорости.

Ключевые слова: скорость резки, лист, дисковые ножи, силы внешнего сопротивления.

Введение. Возрастание спроса на продукцию листопрокатного производства повышает актуальность работ, направленных на совершенствование процесса производства, а также повышения качества горячекатаного толстого листа и расширения технологических возможностей существующего и вновь проектируемого оборудования.

Известны схемы расположения оборудования листовых прокатных станов [1–3], в которых операция резки производится на дисковых ножницах. При этом с целью расширения сортамента, процесс резки может осуществляться в холодном и горячем состоянии [4].