

3. Arora A. Indentation deformation/fracture of normal and anomalous glasses / A. Arora, D. B. Marshall, B. R. Lawn, M. V. Swain // J. Non-Cryst. Sol. – 1979. – №31. – P. 415 – 428.
4. Cook R. F. Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics / R. F. Cook, G. M. Pharr // J. Am. Ceram. Soc. – 1990. – №73. – P. 787 – 817.
5. Lawn B. R. Hardness, toughness and brittleness: an indentation analysis / B. R. Lawn, D. B. Marshall // J. Am. Ceram. Soc. – 1979. – №62. – P. 347 – 350.
6. Ramachandran N. Rising crack-growth-resistance (R-curve) behavior of toughened alumina and silicon nitride / N. Ramachandran, D. K. Shetty // J. Am. Ceram. Soc. – 1991. – №74. – P. 2634 – 2641.
7. Quinn J. «Edge toughness» and material properties related to the machining of dental ceramics / J. Quinn, L. Su, L. Flanders, I. Lloyd // Machining Science and Technology. – 2000. – №4. – P. 291 – 304.

Чубенко В.А., Скідін І.Е., Саїтгарєєв Л.Н., Хіноцька А.А., Ярош Т.П.

(КНУ, м. Кривий Ріг)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОГО ПРОКАТУВАННЯ ТОВСТИХ ЛИСТІВ НА ВИТРАТИ ЕНЕРГІЇ

E-mail: chubenko_va@knu.edu.ua

Розвиток металургійного виробництва неможливий без детального дослідження і удосконалення технологічних процесів прокатування, на що потребуються великі витрати енергоресурсів. Останнім часом активний розвиток інформаційних технологій зробив можливим їх широке використання в розробці процесів оброблення металів тиском, що дозволяє вирішити проблему підвищення ефективності прокатного виробництва і забезпечення випуску конкурентоспроможної продукції необхідної якості при мінімальних витратах енергії.

Великими можливостями у моделюванні процесу прокатування володіє комп'ютерна програма DEFORM 3D, яка призначена для аналізу складних триви-

мірних процесів пластичного деформування металу при його обтисненні. В експериментах було приділено особливу увагу розподілу зусиль прокатування та витрат енергії на процес при гарячій обробці товстих листів.

Вихідні дані для дослідження: розміри початкової заготовки – висота h_0 моделювалась в межах від 300 до 500 мм; ширина b_0 залишалася постійною і дорівнювала 1000 мм; довжина $l_0 = 1000$ мм; обтиснення Δh змінювалося в межах від 30 до 100 мм; початкова швидкість прокатування v_0 змінювалася в межах від 3 до 10 м/с; радіус валків $R_B = 400$ мм. Температура прокатування дорівнювала 1000 °С. В якості оброблюваного матеріалу використовувалася низьковуглецева сталь.

Проведено дослідження процесу деформації на початку процесу прокатування: за допомогою комп'ютерної програми розташовано об'єкти у просторі, відстань між валками визначалася з врахуванням розмірів заготовки та величини обтиснення (рис.1), вказано реологічну модель деформуемого матеріалу, де було прийнято жорстко-пластичне середовище.

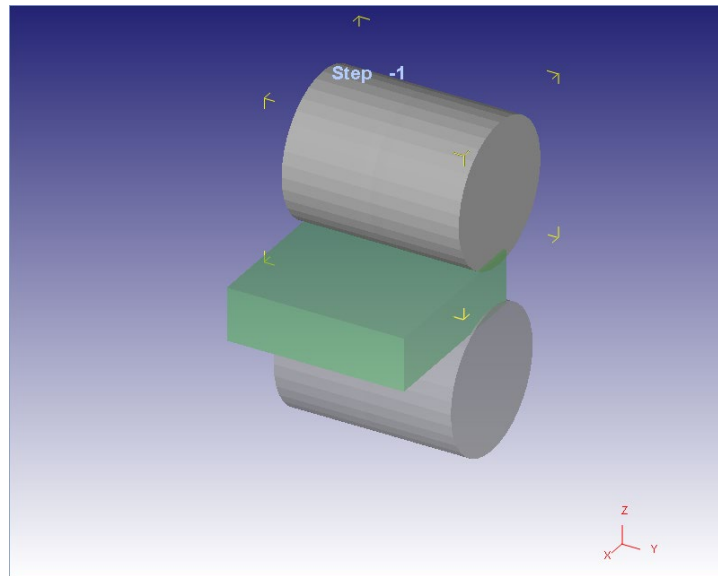


Рис. 1. Схема розташування прокатних валків та оброблюваного матеріалу

При моделюванні для розкату використовували пластичну модель, а для прокатних валків було обрано жорстку модель матеріалу. Поведінка матеріалу заготовки описувалась за допомогою діаграми «Напруження-деформація». Визначені механічні властивості матеріалу заготовки та їх зміни під впливом темпера-

тури, задано коефіцієнт тертя між заготовкою та валками, який дорівнює 0,3; виявлено контактну взаємодію між інструментом та заготовкою, задано температуру гарячого прокатування, швидкість деформації було прийнято на початку обробки, яка дорівнює 3 мм/с. Розрахунок процесу деформації було розбито на 90 кроків. Матеріал оброблюваної заготовки визначено з бібліотеки комп'ютерної програми. В дослідженнях використовувався матеріал з вуглецевої сталі AISI-1015 (20-1200C). Визначено пружні властивості матеріалу (модуль Юнга та коефіцієнт Пуассона), які відповідно дорівнюють 0,3 та $1,5 \times 10^5$, які є постійною величиною.

На рис. 2 наведено графік зміни зусилля, що діє на інструмент в початковий момент прокатування, де видно, що воно змінюється в межах від 0 до 4,1 МПа, а поля переміщення діють в межах до 27 мм.

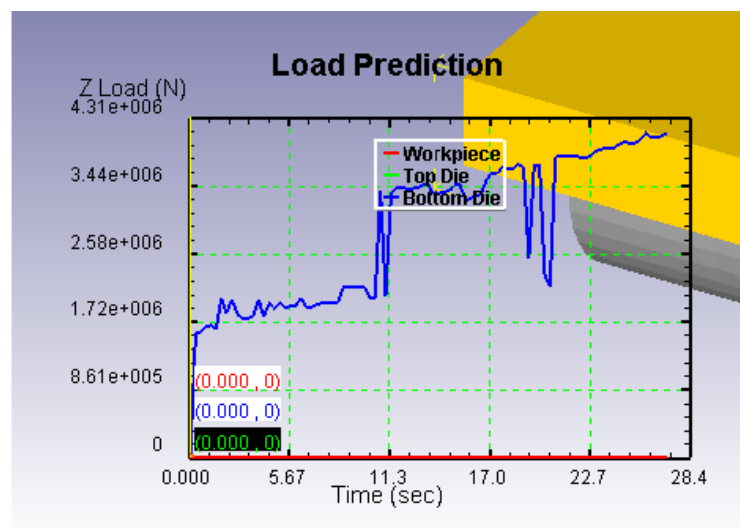


Рис.2. Зміна зусиль, що діють на інструмент

Під час обробки тиском на оброблюваний матеріал діють нерівномірні напруження, які викликають нерівномірну пластичну деформацію. Визначено, що при прокатуванні виникають як дотичні, так і нормальні напруження. Досліджено зміну напруження під час деформації (рис. 3). Встановлено, що при гарячому прокатуванні великі обтиснення, що досягають більше 10 мм, зменшують вплив нерівномірності напружень на якість виробу.

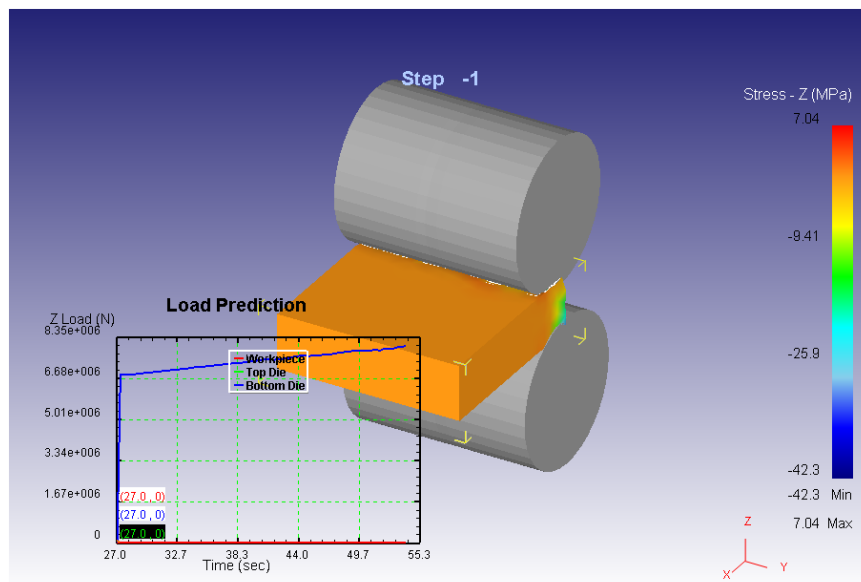


Рис 3. Зміна напруження під час деформації

Розподіл діючого напруження за величиною наведено на рис. 4, де видно, що його значення в осередку деформації досягає 37 МПа і зменшується при зменшенні величини обтиснення.

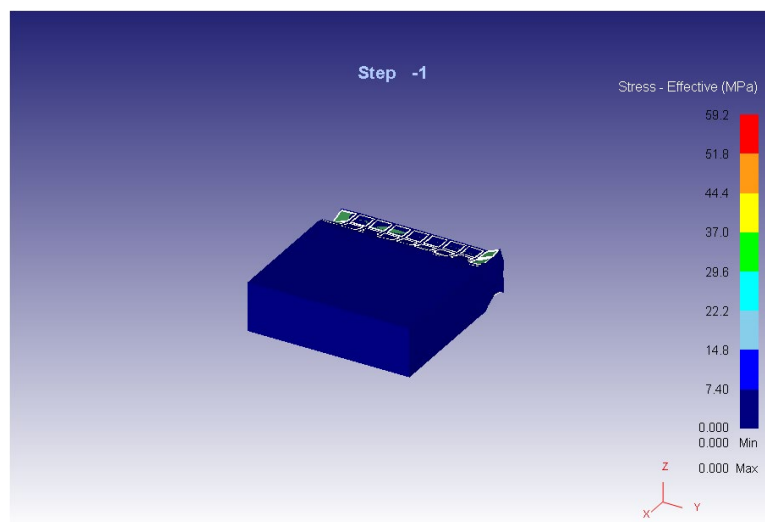


Рис. 4. Розподіл діючого напруження в осередку деформації

Дослідження дозволили визначити витрати енергії на процес прокатування в залежності від режимів обтиснення, що забезпечило раціональні режими обробки. Результати дослідження занесено в табл. 1.

Таблиця 1 – Результати дослідження енергосилових параметрів процесу гарячого прокатування*

h_0 , мм	h_1 , мм	b_0 , мм	v_B , м/с	$\sigma_{T0,2}$, МПа	Витрати енергії, кДж/с
300	255	1000	5	145,5	878474,2
500	400	1000	3	122,5	10144297

* h_0, h_1 – відповідно початкова і кінцева товщина смуги; b_0 – початкова ширина смуги; v_B – швидкість валків; $\sigma_{T0,2}$ – границя пластичності металу.

Такі дослідження дозволяють раціональні режими обтиснення (табл. 1) використовувати при розробці технологічного процесу виготовлення товстих листів гарячим прокатуванням, що забезпечує розвиток металургійної промисловості.

Шемет В.Ж.¹, Семенко А.Ю.², Верзілов О.П.², Ворон М.М.²

(¹ КНІ ім. Ігоря Сікорського; ² ФТІМС НАН України, м. Київ)

**МІКРОСТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ
ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТАЛІ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ Mn ТА Al**

E-mail: volodymyrshemet@gmail.com

Сталі системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом Mn, Al і C демонструють унікальне поєднання міцності та пластичності, низької густини, а також мають високі показники корозійної стійкості і відносно низьку загальну вартість деталей, які з них виготовляються. Марганець і вуглець є сильними стабілізаторами аустеніту, а алюміній – фериту. Наявність алюмінію в таких сталях обумовлює також утворення зміцнювальних k -карбідів. Сплави системи Fe-Mn-Al-C можуть бути дуплексними або триплексними сталями залежно від вмісту Mn, Al і C і процесу виробництва [1].

Нещодавно триплексні сталі Fe-Mn-Al-C були запропоновані для промислового використання через їх високу міцність [2]. Крім того, високий вміст Al (до