

УДК 621.9
UDC 621.9**ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЗАСОБІВ ТРАНСПОРТУ ІЗ АУСТЕНИТНИХ СТАЛЕЙ**Посвятенко Е.К., доктор технічних наук, Національний транспортний університет, Київ, Україна
Аксём П.А., аспірант, Національний транспортний університет, Київ, Україна**RENOVATION OF VEHICLE PARTS OF AUSTENITIC STEEL**Posvyatenko E.K., Ph.D., Engineering (Dr.), professor, National Transport University, Kyiv, Ukraine
Aksom P.A., post-degree student, National Transport University, Kyiv, Ukraine**ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ СРЕДСТВ ТРАНСПОРТА ИЗ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ**Посвятенко Е.К., доктор технических наук, Национальный транспортный университет, Киев, Украина
Аксём П.А., аспирант, Национальный транспортный университет, Киев, Украина

Постановка проблеми. В зв'язку з широким розповсюдженням аустенітних сталей, все більш гостро стає проблема обробки та ремонту деталей засобів транспорту із цих сталей. Відомими вченими, що займалися даною проблемою були Виноградов О.О., Розенберг А.М., Розенберг О.А., Канарчук В.Е. та інші. В даній статті розглядається проблема підвищення оброблюваності деталей засобів транспорту із аустенітних сталей шляхом попереднього зміцнення та підбором певних параметрів різання та мастильно-охолоджуючих рідин.

Найпоширеніші сталі аустенітного класу, що створені на основі систем Fe–Cr–Ni, Fe–Cr–Mn, Fe–Cr–Mn–N. Добре вивчені фізико-механічні властивості, відпрацьована технологія виготовлення з них напівфабрикатів та виробів, роблять їх комерційно доступними. Розглянемо, як формується структура цих сталей на підставі аналізу відповідних діаграм стану.

Діаграма стану Fe–Mn. Залізо і марганець за високих температур утворюють неперервний ряд твердих розчинів з γ -ґраткою (рисунок 1). Під час охолодження відбуваються алотропічні перетворення марганцю і заліза. Найбільшу зацікавленість викликають сплави, багаті залізом. Марганець так само, як і нікель, належить до елементів, що розширюють γ -область.

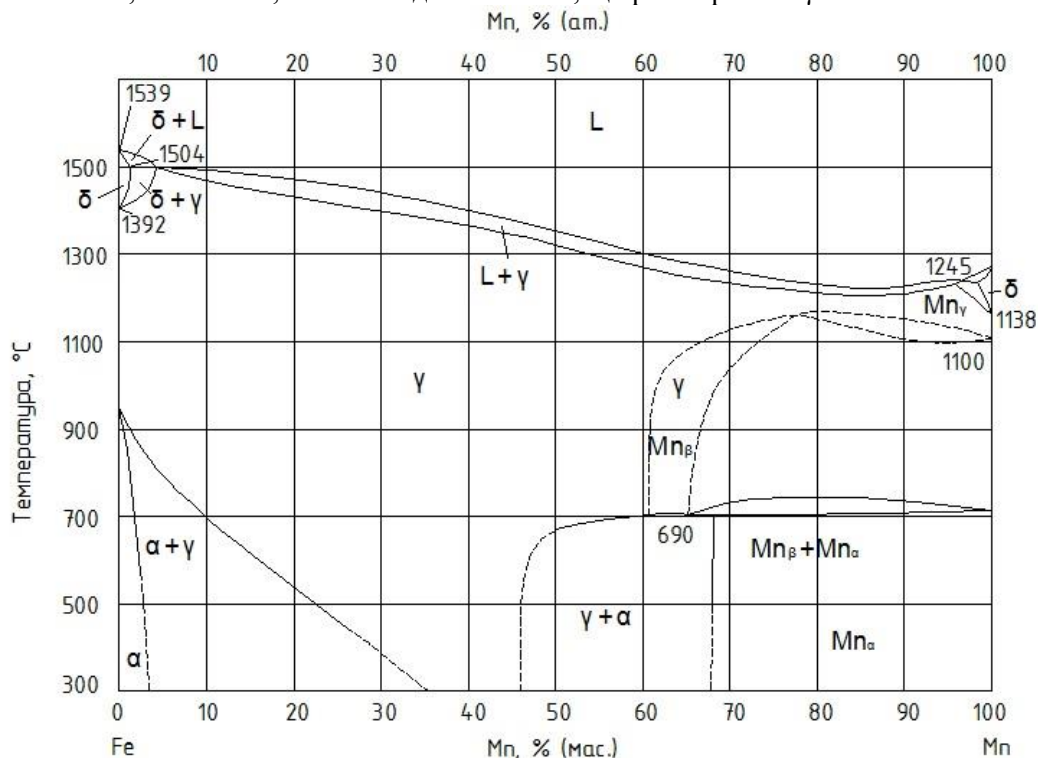


Рисунок 1 – Діаграма стану Fe–Mn

На відміну від нікелю, марганець при додаванні у хромисті сталі не розширяє область існування γ -твердого розчину за підвищених температур. Лінія АВ на діаграмі (рисунок 2) розділяє область існування γ -фази та $(\gamma+\delta)$ -фаз при 1000 °С. Пунктирною лінією показана область існування аустеніту в системі Fe–Cr–Ni при 1000 °С. Зокрема, у міру збільшення вмісту нікелю підвищується вміст хрому, за якого ще можливе існування чистої γ -фази. І, навпаки, жодна хромомарганцева сталь не може мати суто аустенітну структуру при 1000 °С, якщо вона містить більше ніж 15% хрому. Марганець стабілізує аустеніт, який утворився за високої температури. Отже, сталь з 13-14% Cr при охолодженні набуває мартенситної структури, але залишається аустенітною, якщо в ній міститься достатня кількість марганцю. Можливість існування аустенітної структури залежить переважно від співвідношення між вмістом у сталі хрому і вуглецю. Наприклад, у сталі, що містить 18% Cr і 0,3% С, стабільність аустеніту зберігається у разі нагрівання до високих температур, але в результаті охолодження — відбувається мартенситне перетворення.

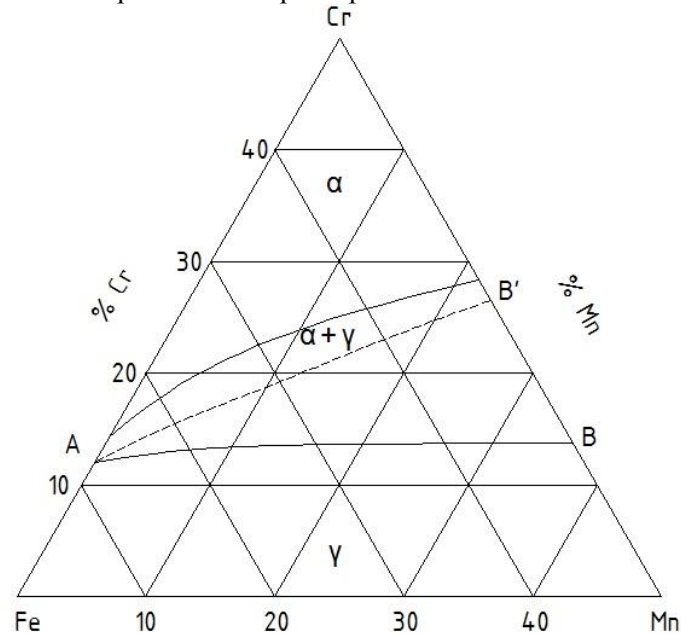


Рисунок 2 – Ізотермічний переріз при 1000 °С потрійної діаграми Fe–Cr–Mn (0,1% С)

Для збереження аустенітної структури у сталі типу 18–8 (наприклад, сталі марок 12Х18Н9, 12Х18Н8Т) під час легування до 3% Мо та за постійного вмісту хрому кількість нікелю необхідно збільшити на 4%. Тоді у структурі сталі утворюватиметься σ -фаза. Легування стабілізаторами (Ti та Nb) використовується переважно для зменшення схильності цих сталей до МКК. Зокрема, вміст титану повинен бути у 6-8, а ніобію у 10-12 разів більший від вмісту у цих сталях вуглецю. Утворюючи стійкі карбіди, титан і ніобій зменшують кількість аустеніту і сприяють утворенню фериту. Тому для збереження у сплавах суто аустенітної структури необхідно відповідно підвищити вміст нікелю. Легування аустенітних хромонікелевих сталей вольфрамом у кількості до 3% підвищує їхню жароміцність та втомну міцність. Мікролегування бором інтенсифікує зміцнення цих сталей за механізмом дисперсійного тверднення.

Сталі аустенітного класу використовуються під час виготовлення газових турбін, транспортних силових установок, турбін реактивних двигунів, турбокомпресорів, деталей і апаратури для роботи за високих тисків у хімічній промисловості, в атомних реакторах нового покоління і, в перспективі, у термоядерних реакторах. У таблиці 1 наведено хімічний склад аустенітних марок сталі.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей аустенітного класу.

Марка	Вміст елементів, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Ti	N	B	Nb
12Х18Н10Т	0,12	0,8	2,2	18	10	–	–	<0,1	–	–	–
316SS	0,08	1,0	2,0	17	12	2,5	–	–	–	–	–
PCA	0,05	0,4	1,7	14	16	2,5	–	0,25	–	–	–

Одним із методів зміцнення аустенітних сталей є деформаційне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення під час

холодного оброблення тиском, коли прикладені напруження викликають перетворення метастабільного аустеніту на мартенсит. Це перетворення інтенсифікується у разі зниження температури деформації або збільшення ступеня деформації. Нагрівання холоднодеформованої сталі викликає повернення, рекристалізацію, виділення карбідів хрому та у окремих випадках – утворення α -фази.

Сталі типу 18–10, 18–9 (таблиця 1, американський аналог – сталь 316SS) є базовими для гарячої зони реакторів на швидких нейтронах у багатьох країнах світу. Сталь марки PCA спеціально розроблена для використання у термоядерних реакторах та відрізняється від сталей типу 316 підвищеним вмістом нікелю, зниженим вмістом хрому та стабілізована титаном.

Крім того, нікель характеризується дуже високою розчинністю у рідинно-металевих теплоносіях. У зв'язку з цим сьогодні все більшу популярність набувають хромомарганцеві сталі, що містять азот, які характеризуються швидшим спадом наведеної активності та підвищеною корозійною тривкістю у металевих розплавах-теплоносіях.

Температура, за якої зникає наклеп, створений попереднім механічним обробленням, тим нижча, чим менший вміст вуглецю у сталі. Зокрема, для усунення наслідків наклепу сталь, що містить 0,02% С, досить нагрівати до температури 950 °С, тоді як при вмісті вуглецю 0,14% або 0,21%, щоб зняти наклеп, необхідно підняти температуру до 1050–1150 °С.

Для відновлення властивостей наклепаного матеріалу здійснюють відпуск у інтервалі температур 175–315 °С з витримкою протягом 24–72 години та подальшим охолодженням на повітрі.

Радикальний спосіб зміцнення аустенітних сталей – холодний наклеп; при деформації близько 80–90%, коли границя текучості досягає 1000–1200 МПа, а границя міцності 1200–1400 МПа при збереженні достатньо високої пластичності (30–50%). Такий спосіб зміцнення застосовується лише для таких видів напівфабрикатів, як тонкий лист, стрічка, дріт тощо.

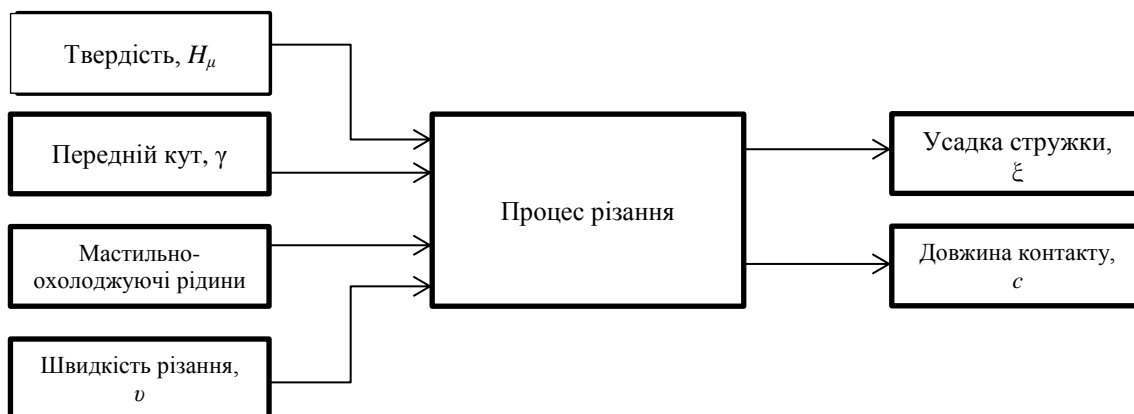


Рисунок 3 – Основні параметри процесу різання

Вуглецеві та маловуглецеві сталі не стійкі до корозії. Підвищення стійкості до корозії в розчинах, досягається введенням в сталь елементів, які утворюють на поверхні захисні плівки, що надійно зв'язані з основним металом та підвищують її електрохімічний потенціал в різних агресивних середовищах. Такими елементами є хром, нікель, алюміній, кремній; при цьому слід враховувати, що алюміній та кремній знижують пластичність сталі.

При введенні хрому в кількості 13...14%, на поверхні утворюється щільна захисна плівка Cr_2O_3 , сталь стає пасивною і її корозійна стійкість різко підвищується.

Сталі, стійкі до електрохімічної корозії (ГОСТ 5632-72), можна розділити на два класи: хромисті (феритні або мартенситні) та хромонікелеві (аустенітні).

В хромистих сталях, що містять хрому до 13%, при нагріванні та охолодженні протікає $\alpha \rightarrow \gamma$ – перетворення; після охолодження на повітрі сталі 20X13, 30X13, 40X13 мають мартенситну структуру (мартенситний клас), 10X13 – мартенситно-феритну (мартенситно-феритний клас), а 08X13 – феритну (феритний клас).

Сталі 10X17, 15X25T, 15X28T, що містять відповідно 17, 25, 28% хрому, відносять до феритного класу.

Термічна обробка сталей мартенситного класу полягає в гартуванні від температури 1000 °С з низьким відпуском (30X13, 40X13) на мартенсит відпуску (для виробів підвищеної міцності), або в гартуванні та високому відпуску при 600...700 °С (10X13, 20X13) на сорбітну структуру (для деталей з підвищеною пластичністю).

Термообробка феритних сталей з підвищеним вмістом хрому полягає в відпалі при температурі 700...800 °С; такі сталі застосовуються для деталей, що працюють при підвищених температурах.

В промисловості широко застосовуються нержавіючі хромонікелеві аустенітні сталі. Існує більше 20 марок цих сталей, які широко застосовуються в техніці. Це перш за все сталі 12Х18Н9, 10Х18Н10Т, 12Х18Н12Т. Вони зазвичай містять 18% хрому та 9...12% нікелю, та мають більш високу корозійну стійкість порівняно з хромистими сталями.

Фазовий склад цих сталей в рівноважному стані: аустеніт і карбіди. В структурі сталей, що містять менше 10% нікелю, присутній ферит (α -фаза).

Термообробка цих сталей полягає в гартуванні від температури 1100...1150 °С у воді (без відпуску); після гартування виходить однофазна аустенітна структура; твердіть сталі знижується. Для підвищення міцності такі сталі піддають холодній деформації; при цьому міцність підвищується від $\sigma_B = 550...580$ МПа (після гартування) до $\sigma_B = 1200...1300$ МПа (після холодної деформації).

При нагріванні аустенітної сталі до 500...700 °С із аустеніту по границям зерен виділяються карбіди хрому, внаслідок чого хромом поєднуються пограничні області, що різко знижує їхній опір корозії. Сталь набуває схильність до міжкристалічної (інтеркристалічної) корозії.

Міжкристалічну корозію можна запобігти шляхом введення титану ніобію чи танталу, які зв'язують вуглець в карбіди, залишаючи хром в твердому розчині. Сталі 10Х18Н10Т, 12Х18Н12Т та подібні до них не схильні до міжкристалічної корозії.

Із аустенітних сталей виготовляють клапани для двигунів, які призначені для роботи при температурах 600...700 °С. Хромонікелеві аустенітні сталі для збільшення жароміцності додатково легують вольфрамом, молібденом, ванадієм, ніобієм, бором та іншими елементами.

До аустенітних сталей, які не зміцнюються термічною обробкою (тобто не схильні до дисперсійного затвердіння), відносяться сталі 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Б та інші. До аустенітних сталей, що зміцнюються термічною обробкою (дисперсійно затвердіваючим), — 37Х12Н8Г8МФБ, 40Х14Н14В2М, 09Х14Н19В2БР та інші. Зміцнення подібних сталей виконується завдяки виділенню карбідних, карбонітридних та інтерметалідних фаз. Термічна обробка цих сталей полягає в гартуванні від 1050...1100 °С у воді та старінні при 600...700 °С.

Зношування деталей машин може бути викликано тертям з'єднаних деталей, а також абразивним впливом твердих часток на поверхню деталей (стирання ґрунтом, гідро-, газоабразивний вплив та інші).

Високу зносостійкість має високомарганцева сталь 110Г13Л, що містить 1,0...1,3% С та 11...15% Мп і відноситься до аустенітного класу. Ця сталь застосовується для виготовлення деталей, що працюють на знос в умовах тертя, ковзання та високих навантажень та ударів (наприклад, траки деяких гусеничних машин).

Структура сталі 110Г13Л після лиття — аустеніт та надлишкові карбіди, що знижують міцність та в'язкість сталі. Тому литті вироби загартовують від 1100 °С у воді. За такого нагріву карбіди розчиняються і сталь після гартування має аустенітну структуру. Сталь з такою структурою має наступні механічні характеристики: $\sigma_B = 800...900$ МПа, $\sigma_{02} = 310...350$ МПа, $\delta = 15...25\%$, $\psi = 20...30\%$, $HV = 180...200$.

Зі сталі 110Г13Л виготовляють траки гусеничних тракторів (рисунок 4), щоки каменедробарок, рельсові хрестовини та стрілочні переводи.



Рисунок 4 – Трак гусеничного трактора

На рисунку 5 показані залежності усадки стружки, температури різання, фактичного кута різання та фактичного радіуса заокруглення ріжучої кромки різця від швидкості різання при обробці сталі 12Х18Н10Т різної твердості, побудовані за результатами експериментів.

Радіус заокруглення ріжучої кромки та кут різання вимірювалися на мікрофотографіях корнів стружки. Аналіз цих залежностей та мікрофотографій, показує, що процес різання зміцненої сталі супроводжується менш інтенсивним наростотворенням, ніж при обробці незміцненої сталі. Очевидно, через це в першому випадку наріст менш впливає на кут різання, ніж в другому випадку. Залежність усадки стружки від швидкості різання ($\xi - v$) описується типовими кривими для оброблювальних сталей різної твердості, при цьому максимумами цих кривих відповідають температурі різання 600 °С, за якої зникає наріст. Підвищення степені попереднього зміцнення оброблювального матеріалу призводить до зниження температури різання, а відповідно, і зміщенні максимумів кривих $\xi - v$ в зону більш високих швидкостей різання. Найбільш інтенсивне наростотворення спостерігається при температурі різання 300 °С незалежно від твердості оброблювального матеріалу. Цій же температурі відповідають мінімуми кривих $\xi - v$ для зміцненої сталі. Однак при обробці незміцненої сталі 12X18H10T мінімум кривої $\xi - v$ спостерігається при температурі 150 °С, що пояснюється наступним чином. Процес різання незміцненої сталі 12X18H10T в районі температури 300 °С супроводжується настільки інтенсивним наростотворенням, що радіус заокруглення тіла нароста стає співмірним з товщиною зрізу, в результаті чого усадка стружки залишається ваговою, а крива $\xi - v$ стає аномальною (відмінною від типової кривої $\xi - v$). Як видно з рисунку 5, радіус заокруглення тіла нароста при обробці зміцненої сталі в діапазоні швидкостей різання 1,25–75 м/хв змінюється незначно і тому його вплив на характер кривої $\xi - v$ незначний.

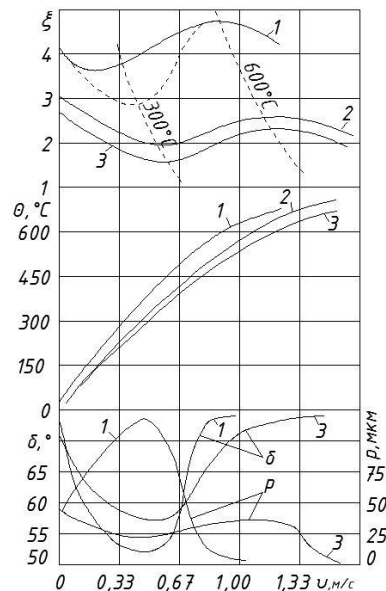


Рисунок 5 – Залежність усадки стружки ξ , температури різання Θ , кута різання δ та радіуса заокруглення ρ ріжучої кромки різця (сталь Р18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; $a_z = 0,1$ мм; МОР — сульфозфрезол) від швидкості різання при вільному різанні сталі 12X18H10T:

1 – $HV = 1080 \dots 1110$ МПа; 2 – $HV = 1840 \dots 1890$ МПа; 3 – $HV = 2220 \dots 2290$ МПа

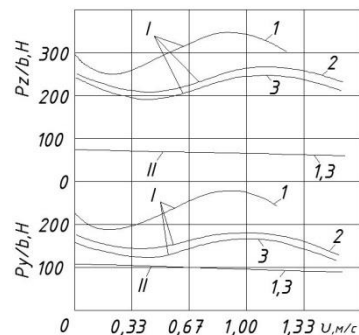


Рисунок 6 – Залежність складових сил різання P_z та P_y від швидкості v при вільному різанні сталі 12X18H10T різцем (сталь Р18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; МОР — сульфозфрезол) з товщиною зрізу $a_z = 0,1$ мм (I) та $0,03$ мм (II) та шириною b : 1 – $HV = 1080 \dots 1110$ МПа; 2 – $HV = 1840 \dots 1890$ МПа; 3 – $HV = 2220 \dots 2290$ МПа

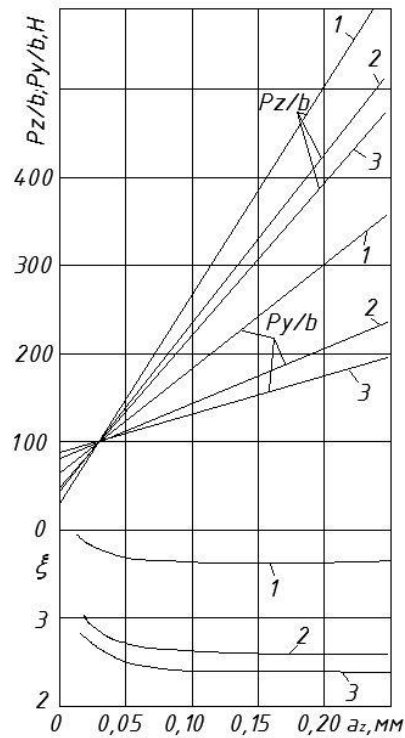


Рисунок 7 – Залежність складових сил різання P_z та P_y від товщини зрізу a_z при постійній усадці стружки ξ в процесі вільного різання сталі 12X18H10T (сталь P18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; $v = 0,08$ м/с; МОР — сульфопфрезол):
 1 – $HV = 1080 \dots 1110$ МПа; 2 – $HV = 1840 \dots 1890$ МПа; 3 – $HV = 2220 \dots 2290$ МПа

Результати експериментів, подані на рисунку 6, показують, що залежності складових сили різання P_z і P_y , від швидкості різання v при обробці сталі 12X18H10T різної твердості з товщиною зрізу 0,1 мм за своїм характером повторюють відповідні криві $\xi - v$ (рисунок 5). Встановлено, що при товщині зрізу, що перевищує 0,03 мм, збільшення ступеню попереднього зміцнення викликає значне зниження сил P_z і P_y . При товщині зрізу 0,03 мм сили різання практично не відрізняються для зміцненої та незміцненої сталі 12X18H10T. Визначення сил на задній поверхні інструмента при постійній усадці стружки (рисунок 8) дозволило пояснити це явище. Було встановлено, що при підвищенні твердості зміцненої сталі сили на задній поверхні зростають. При обробці зміцненої сталі 12X18H10T з товщиною зрізу 0,03 мм зростання сил на задній поверхні стає співмірним зі зниженням сил на передній поверхні в порівнянні з обробкою незміцненої сталі 12X18H10T, в результаті чого сили різання в обох випадках будуть практично рівними. Деяке зростання сил різання при підвищенні ступеню попереднього зміцнення сталі 12X18H10T, що спостерігалось в процесі її обробки товщиною зрізу 0,01-0,02 мм, пояснюється перевагою за величиною, сил на задній поверхні над силами на передній поверхні при малій товщині зрізу.

Результати вимірювання довжини контакту стружки з передньою поверхнею інструмента при вільному різанні сталі 12X18H10T різної твердості наведені на рисунку 8, з якого випливає, що довжина контакту c різко знижується з підвищенням ступеню попереднього зміцнення оброблювального матеріалу, що призводить до значного підвищення середнього контактного тиску q_N і зниження середнього коефіцієнта тертя μ на передній поверхні. Для визначення величини q_N і μ використовувалися рисунки 5–8, а також співвідношення:

$$q_N = \frac{(P_z - F_1) \cos \gamma - (P_y - N_1) \sin \gamma}{cb};$$

$$\mu = \operatorname{tg}(\gamma + \operatorname{arctg} \frac{P_y - N_1}{P_z - F_1}).$$

Середнє тангенціальне контактне напруження q_F визначало за залежністю:

$$\mu = \frac{q_F}{q_N}.$$

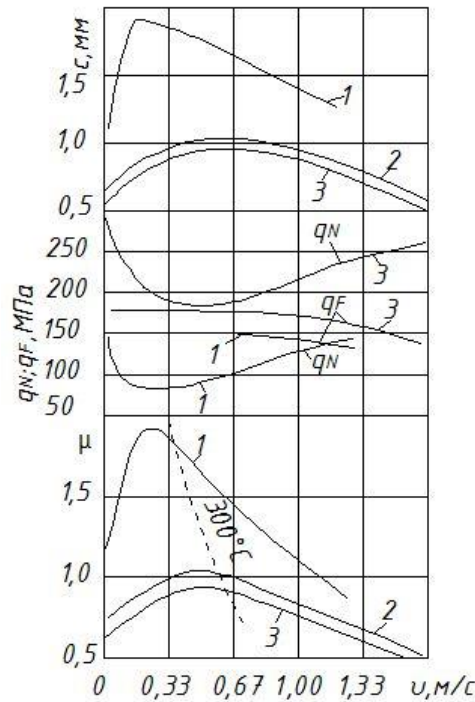


Рисунок 8 – Залежність контактних характеристик c , q_N , q_F та μ від швидкості різання при вільному різанні сталі 12X18H10T різцем (сталь P18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; $a_z = 0,1$ мм; МОР — сульфозфрезол): 1 – $HV = 1080 \dots 1110$ МПа; 2 – $HV = 1840 \dots 1890$ МПа; 3 – $HV = 2220 \dots 2290$ МПа

Встановлено, що підвищення ступеню зміцнення сталі 12X18H10T викликає підвищення величини q_F (рисунок 8). При температурах різання, що перевищують 500°C , спостерігається деяке зменшення величини q_F .

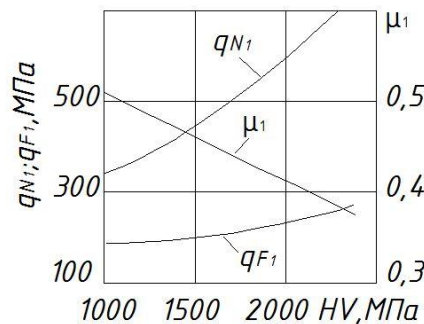


Рисунок 9 – Залежність контактних характеристик q_{N1} , q_{F1} та μ_1 на задній поверхні інструмента (сталь P18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; $h_3 = 0,1$ мм) від твердості HV сталі 12X18H10T при вільному різанні ($v = 1,17$ м/с; $a_z = 0,1$ мм; МОР — сульфозфрезол)

Зіставляючи рисунки 5 і 8, бачимо, що вигини кривих $c - v$, $q_N - v$ і $\mu - v$ узгоджуються з мінімумами залежностей усадки від швидкості різання.

Таким чином, результати експериментів підтвердили викладені вище здогади про значний безпосередній та непрямий (через коефіцієнт тертя та передній кут) вплив попереднього зміцнення на процес різання.

Дані рисунку 9 свідчать також про суттєвий вплив твердості зміцненої сталі на процеси, які відбуваються на задній поверхні. Збільшення ступеню зміцнення оброблювальної сталі викликає ріст середніх нормальних q_{N1} та дотичних q_{F1} питомих навантажень та зниження середнього коефіцієнта тертя μ_1 на задній поверхні.

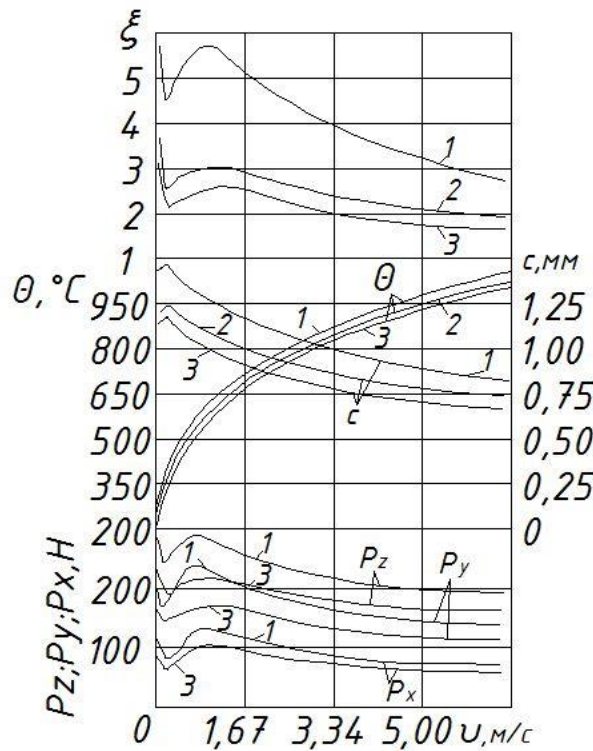


Рисунок 10 – Залежність усадки стружки ξ , температури різання Θ , складових сил P_z , P_y та P_x , довжини контакту c стружки з передньою поверхнею різця від швидкості при розточуванні сталі 12X18H10T ($s = 0,17$ мм/об; $t = 0,5$ мм): 1 – $HV = 1080 \dots 1110$ МПа; 2 – $HV = 1840 \dots 1890$ МПа; 3 – $HV = 2220 \dots 2290$ МПа

Експериментальні дані, отримані при розточуванні сталі 12X18H10T твердосплавними різцями ($T15K6$; $\gamma = 10^\circ$, $\alpha = \alpha_1 = 10^\circ$; $\phi = 60^\circ$; $\phi_1 = 15^\circ$, $r = 0,1$ мм) (рисунок 9), свідчать про те, що механічні властивості зміцненої сталі якісно впливають на процес розточування, так само і на розглянутий процес вільного різання швидкорізальними різцями.

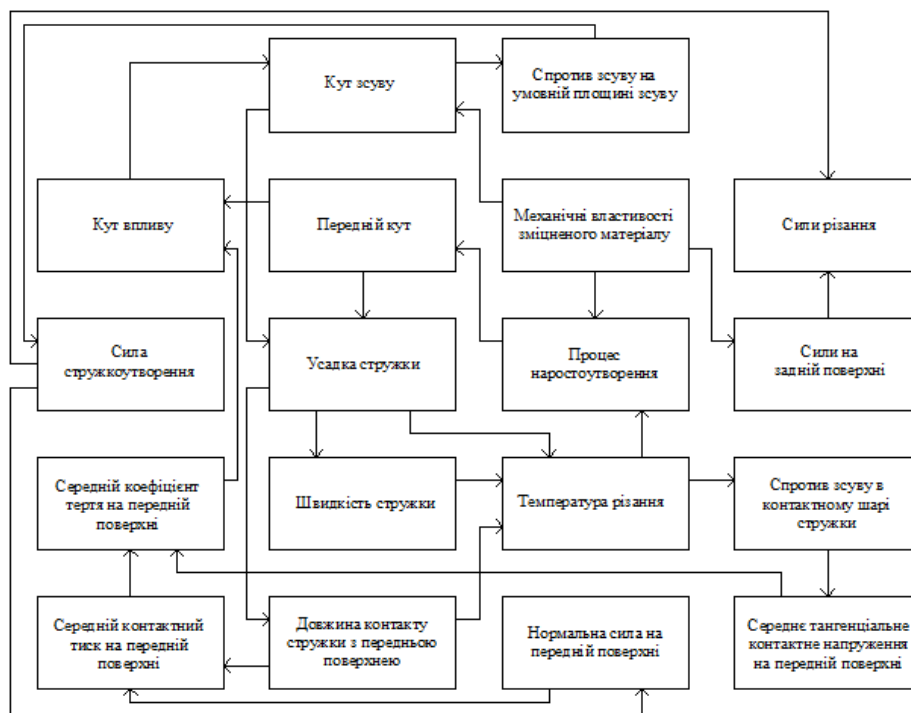


Рисунок 11 – Схема взаємозв’язку факторів в процесі різання металів, зміцнених деформуючим протягуванням

Схема взаємозв'язку факторів в процесі різання металів, зміцнених деформуючим протягуванням, приведена на рисунку 11. Ця схема побудована на основі описаного дослідження.

Отже, процес різання сталей, зміцнених деформуючим протягуванням, протікає менш напружено, ніж процес різання незміцнених сталей, та характеризується меншими деформаціями оброблювального матеріалу, температурами (на 5-10%) та силами різання (до 30%), а також менш інтенсивним наростом утворенням.

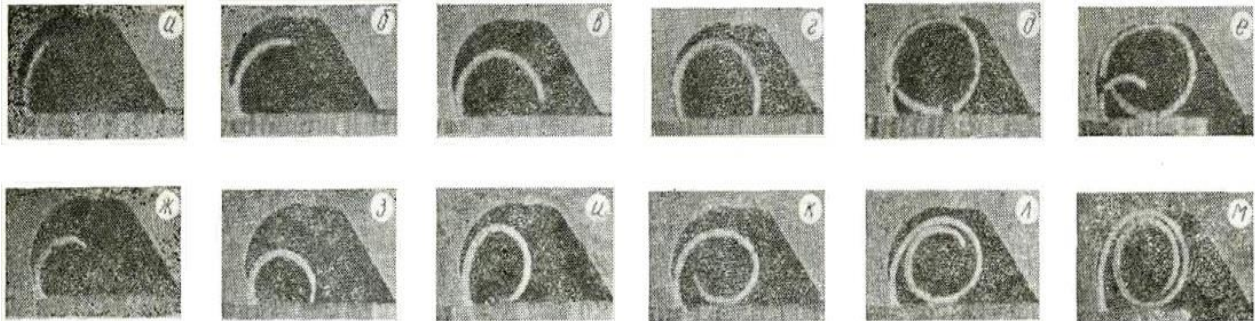


Рисунок 12 – Окремі стадії процесу формування валика стружки (X2) при протягуванні незміцненої та зміцненої сталі 12X18H10T протяжкою (сталь P18; $\gamma = 15^\circ$; $\alpha = 3^\circ$; $h = 4,8$ мм; МОР — сульфозфрезол) при $a_z = 0,1$ мм: а-е – $HV = 1950 \dots 1980$ МПа; ж-л – $HV = 2780 \dots 2850$ МПа

Висновок. Таким чином, холодне пластичне деформування і використання сучасних мастильно-охолоджуючих рідин на рослинній основі є потужним засобом відновлення деталей засобів транспорту із аустенітної сталі.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Теоретическое определение силы стружкообразования при резании металлов / Виноградов А.А. // Технология и автоматизация машиностроения. 1978. – вып. 22. – с. 13–19.
2. Расчет усадки стружки и длины контакта ее с резцом / Виноградов А.А. // Сверхтвердые материалы. 1980. – вып. 2. – с. 58–63.
3. Обработка резанием труднообрабатываемых материалов / Виноградов А.А., Резников В.А. // ЛДНТП. 1970. – ч. 1. – с. 24–31.
4. Прикладное автотракторное материаловедение: Учеб. пособие / Канарчук В.Е., Шевченко В.И. // УМК ВО. 1991. – с. 84–88.
5. Качество поверхности, обработанной деформирующим протягиваем / Розенберг А.М., Розенберг О.А., Гриценко Э.И., Посвятенко Э.К. // Наукова думка. 1977. – с. 83–89.
6. Матеріалознавство / Дяченко С.С., Дощечкіна І.В. // ХНАДУ. 2007. – с. 236–253.
7. Сплавы з особливими властивостями / Дурягіна З.А., Лизун О.Я. // Львівська політехніка. 2007. – с. 44–55.
8. Обработка протягиванием: Справочник / Кацев П.Г. // Машиностроение. 1986. – с. 159–162.

REFERENCES

1. Vinogradov A.A. Theoretical determination of strength of chip in metal cutting // Technology and Automation Engineering. 1978. – publ. 22. – p. 13–19. (Rus)
2. Vinogradov A.A. Calculation of the shrinkage and the chip length of its contact with the cutter // Ultra-hard material. 1980. – publ. 2. – p. 58–63. (Rus)
3. Vinogradov A.A., Reznikov V.A. Machining hard materials // LDNTP. 1970. – vol. 1. – p. 24–31. (Rus)
4. Kanarchuk V.E., Shevchenko V.I. Applied automotive material engineering: tutorial // UMC VO. 1991. – p. 84–88. (Rus)

5. Rozenberg A.M., Rozenberg O.A., Grizenko E.I., Posvyatenko E.K. The quality of the surface treated deforming broaching // Scientific thought. 1977. – p. 83–89. (Rus)
6. Dyachenko S.S., Doschekina I.V. Materials Science // KHNADU. 2007. – p. 236–253. (Ukr)
7. Duryagina Z.A., Lizun O.Y. Alloys with special properties // Lviv Polytechnic. 2007. – p. 44–55. (Ukr)
8. Katsev P.G. Processing pulling: manual // Machine building. 1986. – p. 159–162. (Rus)

РЕФЕРАТ

Посвятенко Е.К. Відновлення деталей засобів транспорту із аустенітних сталей. / Е.К. Посвтенко, П.А. Аксьом // Вісник Національного транспортного університету. Серія “Технічні науки”. Науково-технічний збірник. – К.: НТУ, 2015. - Вип. 2 (32).

В статті розглядаються аустенітні сталі, їх особливості та сфери застосування в промисловості. Ці сталі володіють високими антикорозійними та зносостійкими властивостями та широко застосовуються в промисловості. В свою чергу, вони погано оброблюються та виготовляються ливарним способом.

Об’єкт дослідження – деталі засобів транспорту із аустенітних сталей.

Мета роботи – вивчення впливу різних параметрів на оброблюваність аустенітних сталей.

Метод дослідження – порівняльний аналіз параметрів процесу різання попередньо зміцнених та незміцнених аустенітних сталей.

Аустенітні сталі – це клас сталей, що містить велику кількість легуючих елементів та володіє певними характеристиками. Зокрема, високою жаростійкістю, корозостійкістю, пластичністю та міцністю. Легуючими елементами, переважно, виступають Cr, Ni, Mn, Mo, V, Ti, N, Si, B та Nb. Найпоширенішими марками аустенітних сталей є 08X18H10T, 12X18H10T, 40X13, 316SS, PCA, 110Г13Л та інші.

Погана оброблюваність цих сталей обмежує коло їх застосування та збільшує вартість виготовлення та ремонту деталей із аустенітної сталі. З метою підвищення оброблюваності, досліджувався вплив попереднього деформування на оброблюваність деталей засобів транспорту із аустенітних сталей. Визначався вплив різних параметрів на процес різання. Зокрема, зміна переднього кута різального інструмента, швидкості різання, твердості та впливу мастильно-охолоджуючих рідин на усадку стружки та довжину її контакту з різальним інструментом.

Встановлено, що за певної комбінації даних параметрів, довжина контакту стружки зменшувалася, що в свою чергу зменшувало усадку стружки. Таким чином, поєднавши попереднє деформування та підібравши параметри процесу різання, можна значно підвищити оброблюваність аустенітних сталей.

Результати статті можуть бути застосовані при розробці математичних моделей, призначених для розрахункового визначення параметрів різання та методів попереднього зміцнення деталей із аустенітних сталей.

Прогнозні припущення щодо розвитку об’єкта дослідження – покращення оброблюваності деталей із аустенітної сталі.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: АУСТЕНІТНА СТАЛЬ, ОБРОБЛЮВАНІСТЬ, ЛЕГУВАННЯ, УСАДКА СТРУЖКИ, ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ, МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ, РІЗАННЯ, ХОЛОДНЕ ПЛАСТИЧНЕ ДЕФОРМУВАННЯ.

ABSTRACT

Posvyatenko E.K., Aksom P.A. Renovation of vehicle parts of austenitic steel. Visnyk National Transport University. Series “Technical sciences”. Scientific and Technical Collection. - Kyiv. National Transport University, 2015. - Issue 2 (32).

The article deals with austenitic steel, their features and areas of application in industry. These steels have high corrosion and wear-resistant properties and widely used in industry. In turn, they are poorly processed and manufactured casting method.

Object of the study – vehicle parts of austenitic steel.

Purpose of the study – study the effect of various parameters on the machinability of austenitic steels.

Method of the study – comparative analysis of cutting process parameters previously strengthening and consolidation of austenitic steels.

Austenitic steel - a class of steels containing a large amount of alloying elements and has certain characteristics. In particular, high heat resistance, noncorrodibility, ductility and strength. Alloying elements preferably act Cr, Ni, Mn, Mo, V, Ti, N, Si, B and Nb. The most common brands of austenitic steels are 08X18H10T, 12X18H10T, 40X13, 316SS, PCA, 110Г13Л.

Poor machinability of steels restricts their use and increases the cost of manufacture and repair of parts of austenitic steel. In order to improve machinability, we studied the effect of deformation prior to the workability vehicle parts of austenitic steels. Determined the effect of various parameters on the cutting process. In particular, the replacement of the front corner of the cutting tool, cutting speed, hardness and influence of lubricating fluid to shrink chips and length of contact with the cutting tool.

Established that for certain combinations of these parameters, chip contact length decreases, which in turn reduce shrinkage chips. Consequently, combining preforming and selecting the parameters of the cutting process, we can significantly improve the machinability of austenitic steels.

The results of the article can be used in development of mathematical models intended for theoretical determination of cutting parameters and methods of the previous hardening of austenitic steels.

Forecast assumptions about the object of study – improve the machinability of austenitic steel parts.

KEYWORDS: AUSTENITIC STEEL, MACHINABILITY, ALLOYING, SHRINKAGE, COMPARATIVE ANALYSIS, MATHEMATICAL MODEL, CUTTING, COLD PLASTIC DEFORMATION.

РЕФЕРАТ

Посвятенко Е.К. Восстановление деталей средств транспорта из аустенитных сталей. / Е.К. Посвятенко, П.А. Аксьом // Вестник Национального транспортного университета. Серия "Технические науки". Научно-технический сборник. – К.: НТУ, 2015. - Вып. 2 (32).

В статье рассматриваются аустенитные стали, их особенности и сферы применения в промышленности. Эти стали имеют высокие антикоррозийные и износостойкие особенности и широко применяются в промышленности. В свою очередь, они плохо обрабатываются и производятся литейным способом.

Объект исследования – детали средств транспорта из аустенитных сталей.

Цель работы – изучение влияния разных параметров на обрабатываемость аустенитных сталей.

Метод исследования – сравнительный анализ параметров процесса резания предварительно упрочненных и неупрочненных аустенитных сталей.

Аустенитные стали – это класс сталей, которые имеют большое количество легирующих элементов и обладают определенными характеристиками. В частности, высокой жаростойкостью, коррозионной стойкостью, пластичностью и крепостью. Легирующими элементами, в основном, выступают Cr, Ni, Mn, Mo, V, Ti, N, Si, B и Nb. Наиболее распространенными марками аустенитных сталей есть 08X18H10T, 12X18H10T, 40X13, 316SS, PCA, 110Г13Л и другие.

Плохая обрабатываемость этих сталей ограничивает круг их применения и повышает стоимость изготовления и ремонта деталей из аустенитной стали. С целью повышения обрабатываемости, исследовалось влияние предварительного деформирования на обрабатываемость деталей средств транспорта из аустенитной стали. Определялось влияние разных параметров на процесс резания. В частности, изменение переднего угла режущего инструмента, скорости резания, твёрдости, и влияния смазочно-охлаждающих жидкостей на усадку стружки и длину её контакта с режущим инструментом.

Определено, что при некоторой комбинации этих параметров, длина контакта стружки уменьшалась, что в свою очередь уменьшало усадку стружки. Таким образом, соединив предварительное деформирование и подобрав параметры процесса резания, можно существенно увеличить обрабатываемость аустенитных сталей.

Результаты статьи могут быть использованы при разработке математических моделей, предназначенных для расчетного определения параметров резания и методов предварительного укрепления деталей из аустенитных сталей.

Прогнозируемые предположения о развитии объекта исследования – улучшение обрабатываемости деталей из аустенитной стали.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: АУСТЕНИТАЯ СТАЛЬ, ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ, ЛЕГИРОВАНИЕ, УСАДКА СТРУЖКИ, СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ, МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ, РЕЗАНИЕ, ХОЛОДНОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ.

АВТОРИ:

Посвятенко Едуард Карпович, доктор технічних наук, професор, Національний транспортний університет, професор кафедри «Виробництво, ремонт та матеріалознавство», e-mail: natali1963@ukr.net, тел. +380444108007, Україна, 04211, м. Київ, вул. Приозерна, 4а, кв. 54.

Аксом Петро Андрійович, Національний транспортний університет, аспірант кафедри «Виробництво, ремонт та матеріалознавство», e-mail: petro.aksom@gmail.com, тел. +380959404750, Україна, 89600, Закарпатська обл., м. Мукачево, вул. В.Стуса, 8, кв. 5.

AUTHOR:

Posvyatenko Eduard Karpovych, Ph.D., Engineering (Dr.), professor, National Transport University, professor of departments of manufacturing, repair and materials engineering, e-mail: natali1963@ukr.net, phone +380444108007, Ukraine, 04211, Kyiv, Priozerna str., 4a, f. 54.

Aksom Petro Andriyovych, National Transport University, post-degree student of departments of manufacturing, repair and materials engineering, e-mail: petro.aksom@gmail.com, phone +380959404750, Ukraine, 89600, Transcarpathian region, Mukachevo, V.Stusa str., 8, f. 5.

АВТОРЫ:

Посвятенко Эдуард Карпович, доктор технических наук, профессор, Национальный транспортный университет, профессор кафедры «Производство, ремонт и материаловедение», e-mail: natali1963@ukr.net, тел. +380444108007, Украина, 04211, г. Киев, ул. Приозерная, 4а, кв. 54.

Аксём Петр Андреевич, Национальный транспортный университет, аспирант кафедры «Производство, ремонт и материаловедение», e-mail: petro.aksom@gmail.com, тел. +380959404750, Украина, 89600, Закарпатская обл., г. Мукачево, ул. В. Стуса, 8, кв. 5.

РЕЦЕНЗЕНТИ:

Матейчик Василь Петрович, доктор технічних наук, професор, Національний транспортний університет, професор кафедри «Екології та безпеки життєдіяльності», декан Автомеханічного факультету, Київ, Україна.

Клименко Сергій Анатолійович, доктор технічних наук, професор, заступник директора «Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України», Київ, Україна.

REVIEWER:

Mateichyk Vasil Petrovych, Ph.D., Engineering (Dr.), professor, National Transport University, professor of departments ecology and safety of vital functions, dean of the Automobile Mechanic Faculty, Kyiv, Ukraine.

Klimenko Sergey Anatolijovych, assistant director of V.Bakul Institute for Superhard materials NASU Ukraine, Kyiv, Ukraine.