

2. Analiza stanu zagadnienia

2.1. Znaczenie inżynierii materiałowej w realizacji działań na rzecz bezpieczeństwa ruchu drogowego oraz środków transportu

Zagadnienia bezpieczeństwa podróżowania należą do szczególnie istotnych w dobie masowych podróży związanych głównie z codziennymi dojazdami do pracy i to na znaczne odległości oraz bardzo powszechnymi podróżami związanymi z aktywnym spędzaniem wolnego czasu, w tym z turystyką masową oraz wczasami i rekreacją. Ogromne znaczenie ma również logistyka i masowe przewożenie surowców i gotowych produktów, w związku z upowszechnianiem się konsumpcyjnego modelu życia oraz z poprawą ogólnych warunków ekonomicznych, na co stosunkowo niewielki wpływ wywiera odczuwalny obecnie światowy kryzys gospodarczy. Wymusza to stały popyt na środki transportu, w tym głównie samochody osobowe. W autorskiej tablicy 2.1 zestawiono dane statystyczne dotyczące światowej produkcji środków transportu w latach 2000-2010. Okazuje się, że nadal przekracza ona 58 mln szt. samochodów osobowych oraz sięga niemal 20 mln szt. samochodów ciężarowych, autobusów i ciągników.

Tablica 2.1. Dane statystyczne dotyczące światowej produkcji środków transportu w latach 2000-2010

Produkcja środków transportu w latach	2000	2010
Produkcja samochodów osobowych, w tysiącach sztuk	41215,7	58478,8
Produkcja samochodów ciężarowych, autobusów i ciągników drogowych, w tysiącach sztuk	17158,5	19378,9
Dane według Rocznika Statystyki Międzynarodowej GUS, Warszawa 2012 [11]		

Zagadnieniami środków transportu są z natury rzeczy zainteresowani wszyscy odbiorcy i użytkownicy pojazdów, a związanymi z tym szczególnymi zagadnieniami produkcyjnymi, przede wszystkim głównie najwięksi światowi gracze na rynkach motoryzacyjnych. Okazuje się, że zarówno wśród wytwórców pojazdów samochodowych, przyczep i naczep, jak i pozostałego sprzętu transportowego (w tym także środków transportu kolejowego, lotniczego i wodnego) Unia Europejska zajmuje pod względem udziału w światowej produkcji co najmniej drugie miejsce, niewiele ustępując odpowiednio Japonii i Stanom Zjednoczonym Ameryki, wyprzedzając w obu przypadkach Chiny, których potencjał produkcyjny stale rośnie,

również i w tych obszarach. To stawia szczególne wymagania europejskim producentom samochodów osobowych i pozostałych pojazdów. W opracowaniu autorskim, w tablicy 2.2 zestawiono pozycje rankingowe oraz udziały w produkcji światowej w % w każdym przypadku 10 dominujących krajów, odpowiednio w produkcji pojazdów samochodowych, przyczep i naczep oraz pozostałego sprzętu transportowego.

Tablica 2.2. Dane statystyczne dotyczące udziału po 10 przodujących krajów w światowej produkcji środków transportu w 2009 r.

Pozycja rankingowa	Rodzaj produkcji środków transportu / Kraj	Udział w produkcji światowej, %
Produkcja pojazdów samochodowych, przyczep i naczep		
1.	Japonia	26,2
2.	Chiny	16,6
3.	Niemcy	14,9
4.	Stany Zjednoczone Ameryki	11,1
5.	Republika Korei	3,3
6.	Francja	2,9
7.	Meksyk	2,8
8.	Wielka Brytania	2,0
9.	Indie	1,9
10.	Hiszpania	1,8
Produkcja pozostałego sprzętu transportowego		
1.	Stany Zjednoczone Ameryki	21,6
2.	Chiny	15,3
3.	Brazylia	13,6
4.	Japonia	6,8
5.	Republika Korei	5,5
6.	Wielka Brytania	5,4
7.	Francja	5,0
8.	Indie	3,8
9.	Niemcy	3,7
10.	Kanada	3,0
Dane według Rocznika Statystyki Międzynarodowej GUS, Warszawa 2012 [11]		

Ważnym aspektem związanym z produkcją samochodów jest systematyczne dążenie do obniżenia ich masy, głównie w celu ograniczenia zużycia paliwa i zmniejszenia niekorzystnego oddziaływania spalin na środowisko, co ma ścisły związek z wprowadzaniem nowych, bardziej wytrzymałych materiałów inżynierskich na elementy konstrukcyjne i nadwozia samochodów.

Powodzeniem zakończyły się projekty międzynarodowe, poczynwszy od uruchomionego w 1994 roku projektu ULSAB (j. ang.: *Ultra Light Steel Auto Body*), dotyczącego zmniejszenia masy elementów konstrukcyjnych nadwozia o ok. 25% oraz poprawy bezpieczeństwa i komfortu eksploatacji samochodu [12], poprzez program ULSAC (j. ang.: *Ultra Light Steel Auto Closure*) dotyczący zamykających się elementów nadwozia (np. drzwi, klap) [13] oraz ULSAS (j. ang.: *Ultra Light Steel Auto Suspension*) dotyczący zawieszenia [14], do zrealizowanego ostatnio projektu ULSAB-AVC (j. ang.: *Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts*), w celu opracowania samochodu lekkiego, zużywającego do 3 l paliwa na 100 km i emitującego ograniczone stężenie CO₂ do atmosfery [15,16]. Ze względu na znaczące zużycie materiałów metalowych, a głównie stali do produkcji samochodów, w działaniach tych uczestniczyło wiele wiodących firm metalurgicznych, co bez wątpienia wpłynęło na wdrożenie wielu materiałów o wysokiej wytrzymałości, zastosowanie nowoczesnych metod ich kształtowania oraz nowoczesnych technologii łączenia elementów nadwozi i innych zespołów samochodu.

Należy zauważyć, że współcześnie stawiane są znacznie wyższe wymagania dotyczące jakości pojazdów samochodowych i innych środków transportu, niż to miało miejsce jeszcze nawet kilka lat temu. Dotyczy to nie tylko komfortu, estetyki, ale głównie bezpieczeństwa podróżowania i eksploatacji wszelkich pojazdów samochodowych i ogólnie środków transportu. Kwestia bezpieczeństwa jest poważnie traktowana przez producentów samochodów, o czym świadczy m.in. znaczenie przywiązywane przez producentów i klientów do pozycji w rankingach bezpieczeństwa, np. Euro NCAP (j. ang.: *European New Car Assessment Programme*) [17].

Niestety bardzo wysoka produkcja samochodów i środków transportu w skali światowej i stałe powiększanie się zasobów pojazdów poruszających się po drogach sprzyja zwiększaniu się liczby kolizji i wypadków drogowych. Liczba wypadków drogowych i innych wypadków komunikacyjnych stale utrzymuje się na niepokojąco wysokim poziomie, pomimo licznych działań podejmowanych w Świecie dla ograniczania skali tych niekorzystnych zjawisk. Zmusza to m.in. Unię Europejską, ale również wiele innych krajów na Świecie, do ustanawiania i wdrażania odpowiednich programów, które mają przeciwdziałać tej wysoce niekorzystnej sytuacji. Wdrożono Unijny program działań na rzecz bezpieczeństwa ruchu drogowego na dekadę 2011-2020 [18]. Celem tego programu jest zmniejszenie liczby ofiar śmiertelnych wypadków drogowych w Europie o połowę w ciągu tego dziesięciolecia. Rok 2012 był

przełomowym w tym zakresie, gdyż najniższa w historii była liczba ofiar śmiertelnych wypadków drogowych, a odnotowany spadek wyniósł 9% w stosunku do roku poprzedzającego, co oznacza, że w ten sposób uratowano życie ok. 3 000 osób w Europie. Problem nie dotyczy jednak wyłącznie ofiar śmiertelnych, gdyż statystycznie na każdą z nich przypada 10 osób ciężko rannych i dotkniętych ciężkimi obrażeniami, takimi jak uszkodzenia głowy i mózgu oraz kręgosłupa, rdzenia kręgowego i nóg oraz ponadto 40 osób lekko rannych. Corocznie w Unii Europejskiej w wypadkach drogowych ciężko rannych zostaje ok. 250 000 osób, gdy np. w 2012 roku ok. 28 000 uległo śmiertelnym wypadkom drogowym [19]. Liczba ofiar śmiertelnych wypadków drogowych w ciągu ostatniego dziesięciolecia uległa obniżeniu o ok. 43%, natomiast liczba osób ciężko rannych zmalała tylko o ok. 36%. Wypracowana jest strategia zmierzająca do obniżenia liczby osób rannych w wypadkach drogowych w Unii Europejskiej, zwłaszcza ciężko [18], natomiast w Kraju opracowano Narodowy Program Bezpieczeństwa Ruchu Drogowego 2013-2020 [20]. Kolej jest jednym z bezpieczniejszych środków, a w przeciwieństwie do transportu samochodowego wypadki zdarzają się rzadko, choć zwykle każdy z nich wiąże się z dużą liczbą osób poszkodowanych. W tablicy 2.3, będącej autorskim opracowaniem, zestawiono dane statystyczne dla poszczególnych państw członkowskich Unii Europejskiej dotyczące liczby śmiertelnych ofiar wypadków drogowych oraz kolejowych w 2011 roku, opracowane na podstawie danych Komisji Europejskiej i Eurostatu [19, 21-24]. Niestety, zarówno w przypadku wypadków drogowych, jak i kolejowych Polska jest krajem, w którym rocznie poszkodowanych jest najwięcej osób (zaznaczono kolorem czerwonym w tablicy 2.3). Prognozowane tendencje są spadkowe, choć według danych Prognostic.pl, dalej liczba osób poszkodowanych będzie utrzymywała się na niepokojąco wysokim poziomie.

Bezpieczeństwo ruchu drogowego zależy od bardzo wielu czynników, w tym od rozwiązań prawnych, infrastruktury komunikacyjnej, kompetencji i zachowania użytkowników dróg, warunków drogowych i atmosferycznych oraz czynników zwiększających bezpieczeństwo ruchu drogowego, związane bezpośrednio z rozwiązaniami projektowymi pojazdów i zawartych w nich systemów bezpieczeństwa. W literaturze zawodowej i naukowej [26-29], ale również powszechnie w prasie i doniesieniach publicystycznych, zagadnienie bezpieczeństwa pojazdów, w tym zwłaszcza samochodów, w tym głównie osobowych, sprowadza się do dwóch wzajemnie komplementarnych zakresów systemów bezpieczeństwa:

- czynnego i
- biernego.

Tablica 2.3. Dane statystyczne dla poszczególnych państw członkowskich Unii Europejskiej dotyczące liczby śmiertelnych ofiar wypadków drogowych oraz kolejowych w 2011 r.

Państwo członkowskie	Liczba ofiar śmiertelnych wypadków drogowych na milion mieszkańców		Średni roczny spadek liczby ofiar śmiertelnych wypadków drogowych	Liczba ofiar śmiertelnych wypadków kolejowych
	1965	2011	2000-2010	2011
Austria	252	62	-6%	86
Belgia	147	78	-6%	50
Bułgaria	91	89	-3%	118
Cypr	162	85	-5%	nd
Czechy	150	74	-5%	103
Dania	212	40	-6%	bd
Estonia	178	75	-10%	16
Finlandia	230	54	-5%	15
Francja	249	61	-8%	141
Grecja	89	101	-4%	28
Hiszpania	114	45	-9%	43
Holandia	202	33	-7%	17
Irlandia	124	41	-7%	0
Litwa	250	97	-9%	41
Luksemburg	250	64	-8%	0
Łotwa	290	86	-10%	34
Malta	36	51	-1%	nd
Niemcy	234	49	-7%	bd
Polska	79	109	-4%	543
Portugalia	117	84	-6	24
Rumunia	98	94	0%	251
Słowacja	128	60	-5%	bd
Słowenia	327	69	-7%	bd
Szwecja	170	34	-8%	40
Węgry	86	64	-6%	160
Wielka Brytania	146	31	-7%	63
Włochy	186	64	-6%	103

bd – brak danych; nd – nie dotyczy

Dane liczbowe dotyczące ofiar wypadków drogowych za 2011 r. zostały opublikowane w Komunikacie Prasowym w dniu 19 marca 2013 r. przez Komisję Europejską. Dane liczbowe z 1965 r. pochodzą z tego samego Komunikatu, lecz opierają się na danych przekazanych przez Europejską Komisję Gospodarczą Organizacji Narodów Zjednoczonych (EKG ONZ). Dla niektórych krajów pierwsze dostępne dane pochodzą odpowiednio z następujących lat: Słowacja, Republika Czeska i Słowenia - 1970; Estonia Łotwa i Litwa - 1980. Dane liczbowe dotyczące ofiar wypadków kolejowych za 2011 r. pochodzą z danych Eurostatu.

O bezpieczeństwie czynnym stanowią wszystkie czynniki, mające na celu zmniejszenie prawdopodobieństwa wystąpienia kolizji lub wypadku, poprzez aktywne wspomaganie kierowcy podczas prowadzenia pojazdu i poprawę niektórych własności dynamicznych samochodu, takich, jak zdolność do ograniczania poślizgu i zarzucania, zmniejszenie tendencji do odrywania koła od nawierzchni drogi podczas hamowania. Do takich czynników zaliczyć można układy wspomagające kierowcę podczas ruszania i jazdy (m.in. ASR (j. ang.: *Acceleration Slip Regulation*), ESP (j. ang.: *Electronic Stability Program*), adaptacyjny tempomat) oraz hamowania (m.in. ABS (j. ang.: *Anti-Lock Braking System*), EBS (j. ang.: *Electronically Controlled Brake System*)) [30]. Do czynników wpływających na bezpieczeństwo czynne należą także elementy wyposażenia ułatwiające podjęcie prawidłowej decyzji w sytuacji przedwypadkowej, w tym ergonomiczne fotele, regulacja wysokości kąta siedziska, klimatyzacja, regulacja położenia kierownicy, dobra widoczność z wnętrza pojazdu (jakość światła, wielkość i kształt okien, lusterka zewnętrzne i wewnętrzne, wycieraczki szyb, urządzenia odmrażające szyby) oraz postrzeganie pojazdu z zewnątrz (światła, w tym przeciwmgielne, jaskrawy kolor), ergonomiczne fotele i panel sterowania, efektywny układ kierowniczy, zawieszenie (w tym aktywne) i opony, zapewniające właściwą przyczepność do podłoża, oraz właściwe kierowanie pojazdem, układ hamulcowy, wraz z układami korygującymi i wspomagającymi siły hamowania oraz elementy systemu kontroli toru jazdy. Na bezpieczeństwo czynne wpływ ma także stan techniczny pojazdu i jego wyposażenia, a także zapas mocy silnika, umożliwiający przyspieszenie w razie zagrożenia [30,31]. Również samochody ciężarowe powinny być wyposażone w układ stabilizacji toru jazdy, działające na zasadzie jednoczesnej regulacji momentu obrotowego, przyhamowania poszczególnych kół ciągnika i sterowania układem hamulcowym przyczepy. Układy wspomagania kierowcy mają coraz większe znaczenie z uwagi na stały wzrost poziomu stresu u kierowców związany z rosnącym natężeniem ruchu samochodowego i brakami w zakresie utrzymania i rozwoju infrastruktury. Pojazd ciężarowy powinien wyróżniać się łatwym dostępem do kabiny kierowcy, wygodnym wejściem, przestronnością kabiny, możliwością przejścia z jednej strony kabiny na drugą bez konieczności wysiadania z niej, przestronnym oszkleniem i zastosowaniem odpowiedniego układu luster ułatwiających pracę kierowcy i dobrą widoczność do tyłu, a także wygodne miejsce do odpoczynku [32].

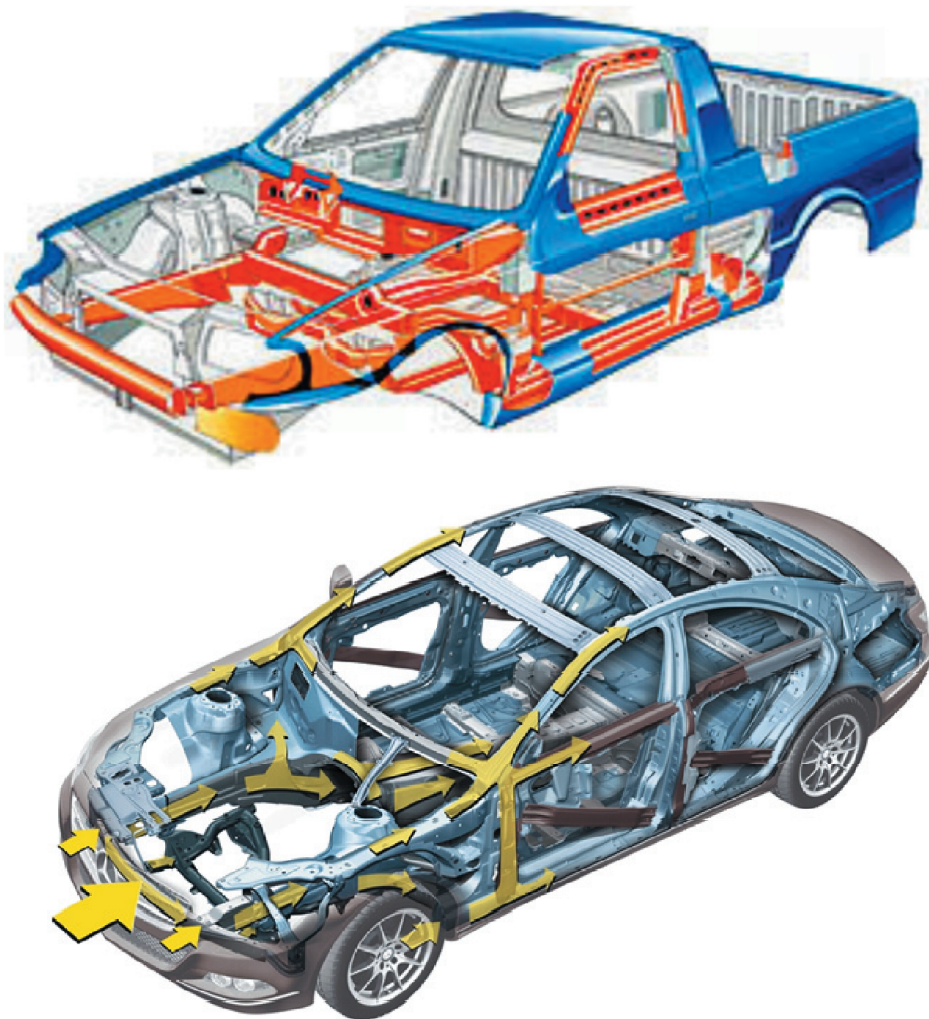
Systemy bezpieczeństwa biernego są stosowane w samochodach w celu zapewniania jak największego bezpieczeństwa kierowcy i pasażera, a coraz częściej również innych

uczestników ruchu, np. pieszych, rowerzystów i motocyklistów, przed groźnymi dla życia i zdrowia obrażeniami w czasie wypadków lub kolizji. Bezpieczeństwo bierne może być zatem wewnętrzne i zewnętrzne. Skutki jakie ponoszą te osoby w razie wypadku lub kolizji są wówczas łagodniejsze, a występujące urazy są znacznie mniej groźne. Obecnie stosowanych jest już wiele takich rozwiązań, m.in. wnętrza nadwozia wykonane z materiałów miękkich i niepalnych, system pasów bezpieczeństwa z napinaczami oraz poduszek powietrznych, regulowane zagłówki na wszystkich siedzeniach, dzielona kolumna kierownicy z kołem pokrytym miękkim materiałem, klejona przednia szyba możliwa do wypchnięcia od środka po wypadku, zamki w drzwiach umożliwiające samoczynne ich otwarcia po zderzeniu, zbiornik paliwa zapobiegający wyciekowi paliwa w wyniku zderzenia i/lub przewrócenia samochodu usytuowany poza strefą odkształceń, zaokrąglone kształty zewnętrzne, brak ostrych i wystających krawędzi, płynne połączenie zderzaków z linią nadwozia, specjalne systemy służące ochronie pasażerów w nadwoziach typu kabriolet [30-33]. Elementami bezpieczeństwa biernego są także kontrastowe barwy nadwozia, światła przeciwmgielne, światła odblaskowe poprawiające widoczność i zauważalność pojazdu, a w samochodach ciężarowych także fartuchy przeciwbłotne i osłony boczne zapobiegające dostaniu się ludzi do przestrzeni między kołami pojazdu lub zespołu pojazdów [32].

Szczególną grupę rozwiązań w zakresie bezpieczeństwa biernego stanowią dodatkowe wzmocnienia szkieletu nadwozia samochodu ze strefami kontrolowanego odkształcenia plastycznego podczas zderzenia samochodu oraz wzmocnienia drzwi bocznych umożliwiające pochłanianie jak największej energii podczas bocznego zderzenia samochodu [34] (rys. 2.1), a także odpowiednia konstrukcja kabiny samochodu ciężarowego oraz jej zamocowanie, zapewniające pochłanianie jak największej energii w czasie wypadku lub kolizji, drogowej, w strefach kontrolowanego odkształcenia plastycznego [32].

Zwykle rozwiązania systemów czynnych i biernych bezpieczeństwa pojazdów uważa się za rozwiązania konstrukcyjne [30, 31, 34]. W istocie problem jest o wiele szerszy i dotyczy projektowania inżynierskiego wszystkich wymienionych elementów zarówno bezpieczeństwa czynnego, jak i biernego pojazdów, a ogólnie środków transportu. Projektowanie inżynierskie, składa się z 3 nierozdzielnych elementów [6, 7] (rys. 2.2):

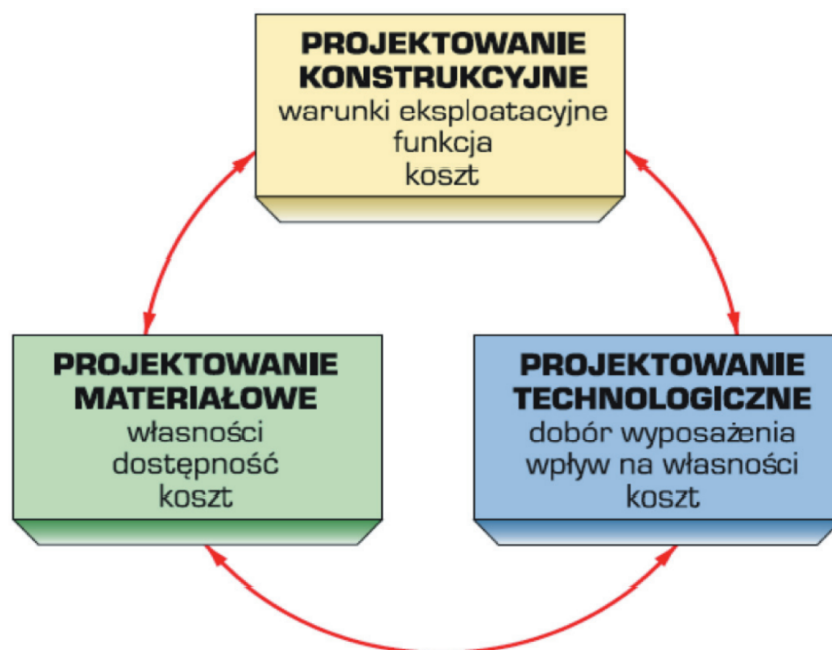
- projektowania konstrukcyjnego, w celu zapewnienia cech geometrycznych produktu i ewentualnie wzajemnych połączeń jego elementów (jeżeli jest wieloelementowym),



Rysunek 2.1. Schematyczne przykłady wzmocnienia w drzwiach bocznych oraz szkieletu nadwozia samochodu ze strefami kontrolowanego odkształcenia plastycznego podczas zderzenia samochodu (według promocyjnych materiałów firm)

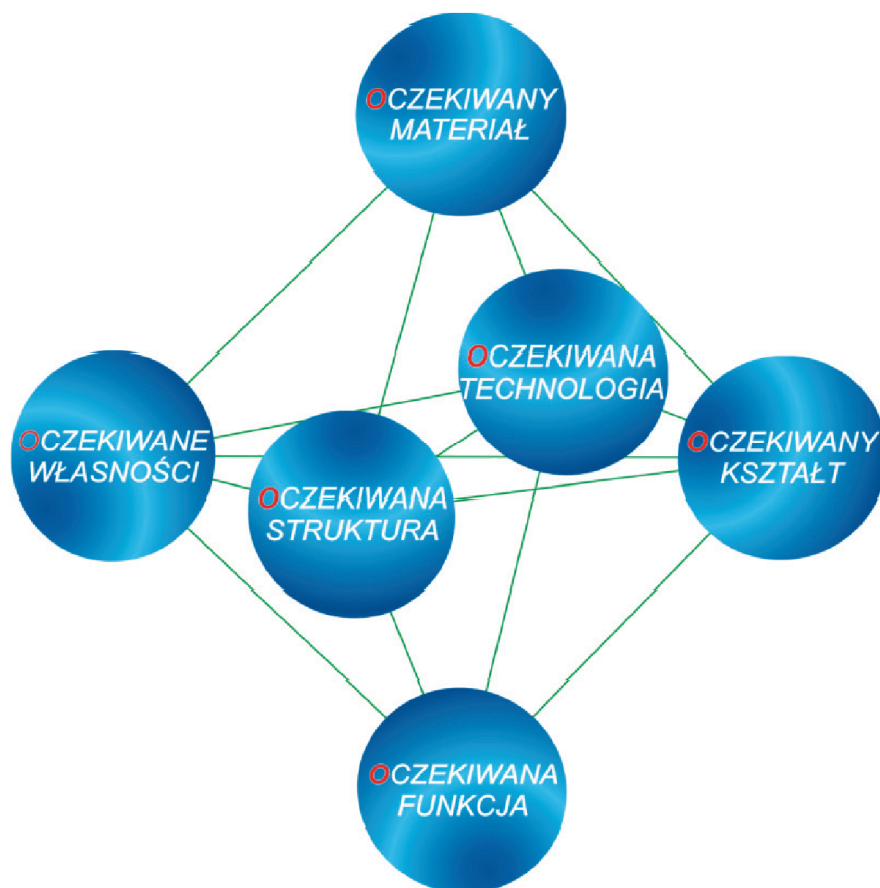
- projektowania materiałowego, w celu zapewnienia oczekiwanej trwałości produktu i ewentualnie jego elementów (jeżeli jest wieloelementowym) zależnej od własności fizykochemicznych i technologicznych zastosowanych materiałów inżynierskich,
- projektowania technologicznego procesu w celu zapewnienia oczekiwanych cech geometrycznych i własności eksploatacyjnych produktu lub jego elementów (jeżeli jest wieloelementowym).

Nowoczesne projektowanie inżynierskie systemów bezpieczeństwa pojazdów jest zatem procesem kompleksowym, wymagającym m.in. uwzględnienia wielkości produkcji, poziomu automatyzacji i komputerowego wspomaganie podczas wytwarzania tych systemów, jak również zapewnienia ich najmniejszych możliwych kosztów przy pełnej funkcjonalności.



Rysunek 2.2. Schemat współzależności między elementami projektowania inżynierskiego produktu, tj. projektowaniem konstrukcyjnym, projektowaniem materiałowym oraz projektowaniem technologicznym (według L.A. Dobrzańskiego [5] na podstawie pomysłu G.E. Dietera)

W zakresie projektowania materiałowego i technologicznego proces ten wymaga szerokiej aplikacji osiągnięć nauki o materiałach w celu zaspokojenia wymaganych funkcji użytkowych produktu, zapewnianych w wyniku wykorzystania odpowiedniego materiału inżynierskiego, poddanego właściwie zaprojektowanej obróbce zapewniającej wymagane cechy geometryczne, strukturę i własności fizykochemiczne produktu, a przez to jego żądane własności użytkowe i eksploatacyjne [6, 7] (rys. 2.3). Konieczna jest zatem wielokryterialna optymalizacja składu chemicznego materiału inżynierskiego, warunków jego przetwarzania i eksploatacji gotowego produktu oraz ustalenie sposobu usuwania odpadów materiałowych w fazie użytkowej, przy odpowiednim poziomie cen [6, 7]. Należy jednak zwrócić uwagę, że obecnie oczekuje się na materiały o własnościach zamówionych przez użytkowników produktów, na co wskazują wyniki badań w ramach Foresightów technologicznych Europy opublikowanych w raportach FutMan [8] oraz ManVis [9]. Na żądanie wytwórców produktów rynkowych należy zatem dostarczyć materiały w odpowiednim czasie i miejscu (j. ang.: *materials on demand*) i o odpowiednich własnościach fizykochemicznych, spełniających wymagania wytwórców, w następstwie odpowiednio ukształtowanej struktury. Wymaga to klasyfikacji materiałów inżynierskich ze względu na ich funkcjonalność, a inne kryteria klasyfikacyjne, jak np. skład chemiczny mają znaczenie wtórne [6, 7].

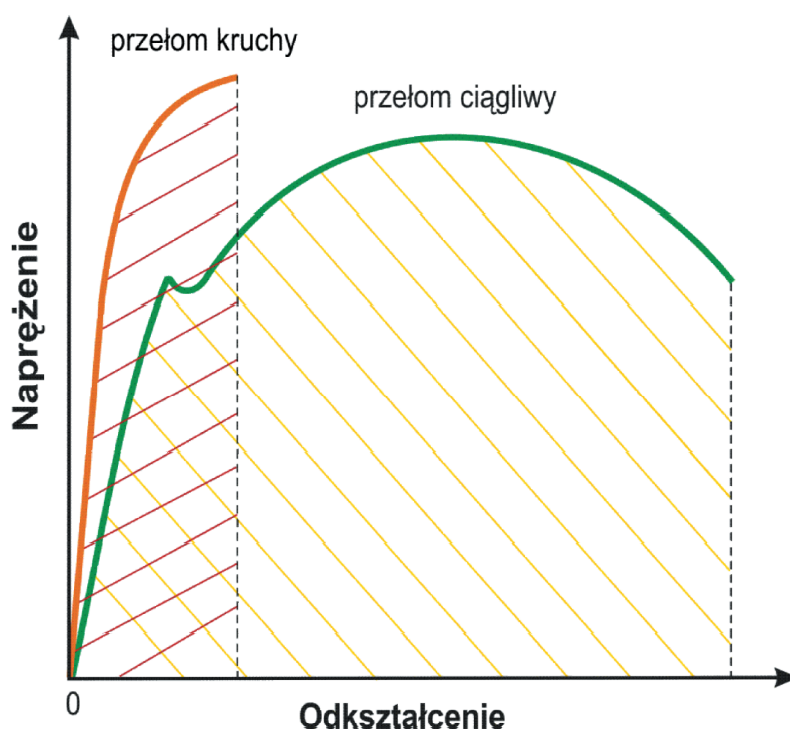


Rysunek 2.3. Zasada 6O - schemat wzajemnych zależności między doбором materiału, kształtem i cechami geometrycznymi produktu, jego procesem technologicznym, strukturą i własnościami materiału oraz funkcjami użytkowymi produktu (według L.A. Dobrzańskiego [6, 7] po modyfikacji przez A.D. Dobrzańską-Danikiewicz [35])

Ograniczając dalszą dyskusję do projektowania inżynierskiego i wytwarzania wzmocnienia szkieletu nadwozia samochodu osobowego i drzwi bocznych, a także kabin samochodów ciężarowych i ewentualnie elementów poszycia samochodu (karoserii), tak by w strefach kontrolowanego odkształcenia plastycznego następowało pochłanianie jak największej energii podczas zderzenia i/lub wypadku samochodu, dla zapewnienia biernego bezpieczeństwa użytkowników tych samochodów, konieczne jest wykonanie licznych prac badawczych, związanych m.in. z modelowaniem i symulacją procesów wytwarzania oraz predykcją własności eksploatacyjnych odpowiednio wyselekcjonowanych materiałów, opracowaniem bezpiecznych technologii wytwarzania i przetwórstwa tych materiałów i wykonanych z nich produktów oraz metodyki predykcji zachowań nowych materiałów podczas eksploatacji samochodów, tak by spełniły szczególne wymagania projektowania inżynierskiego i w razie wypadku samochodu pochłaniały jak najwięcej energii na przebiegające w nich, zaprogramowane strukturalnie

i w kontrolowany sposób wymuszone procesy odkształcenia plastycznego. Opracowano koncepcję rozwoju stali, które miałyby spełnić te skomplikowane wymagania [36, 37]. Zaprezentowano niekonwencjonalne podejście do zagadnienia pękania stali. W wyniku oddziaływania naprężenia następuje pękanie materiału na części, związane kolejno z inicjacją i propagacją pęknięcia. Kruche pękanie charakteryzuje się bardzo małym udziałem odkształcenia plastycznego oraz niewielką pochłanianą energią przed całkowitym złomem. Pękanie ciągliwe charakteryzuje się natomiast dużym udziałem odkształcenia plastycznego i pochłanianej energii przed całkowitym złomem. Ciągłość pękania jest własnością, która opisuje skłonność materiału zawierającego pęknięcia do powstrzymywania pękania.

Do czynników wpływających na ciągłość pękania należą: temperatura, szybkość odkształcenia, zależność między wytrzymałością i ciągliwością materiału oraz obecność karbów (koncentratorów naprężeń) na powierzchni materiału. Miarą ciągłości pękania jest pole pod krzywą (całka) zmian naprężenia w funkcji odkształcenia. Materiały plastyczne mają znacznie większą ciągłość pękania niż materiały kruche (rys. 2.4). Mechanika pękania modeluje możliwe przypadki kruchego pękania (liniowo-sprężysta mechanika pękania), kruchego pękania z niewielkim udziałem odkształcenia plastycznego oraz pękania ciągliwego [5]. Odwrotne podejście rodzi natomiast pytanie, czy możliwe jest wykorzystanie energii



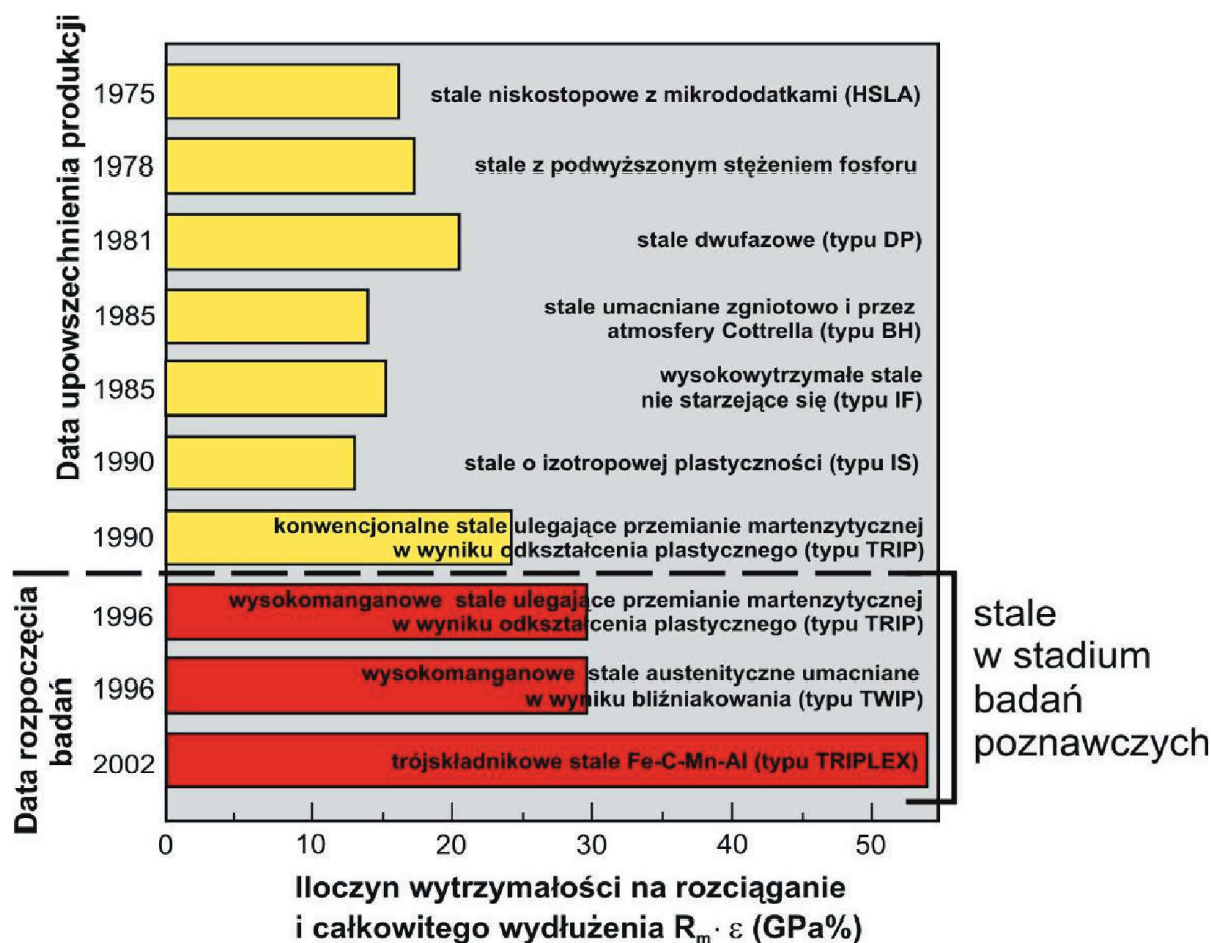
Rysunek 2.4. Schemat krzywych odkształcenia materiałów plastycznych i kruchych

odkształcenia plastycznego materiałów inżynierskich do przeciwdziałania ich uszkodzeniu, jeszcze zanim nastąpi proces ich dekohezji [36, 37]. To pytanie stało się podstawą serii badań [38, 39] realizowanych w Instytucie Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych Politechniki Śląskiej, w skład których wchodzi również niniejsza praca. Własne doświadczenia Autora niniejszej pracy oraz innych współpracowników wskazują, że z poważnych wypadków drogowych można wyjść bez uszkodzeń ciała, pomimo bardzo poważnego uszkodzenia samochodu. Świadczy to niewątpliwie o skuteczności już obecnie stosowanych systemów bezpieczeństwa biernego i celowością dalszych badań w tym kierunku. Stąd seria wymienionych badań dotyczy określenia skłonności wysokomanganowych stali o strukturze austenitycznej z dodatkami Al i Si do przeciwdziałania pękaniu odpowiednio przez aktywizację bliźniakowania, przemiany martenzytycznej w mikroobszarach oraz procesów wydzieleniowych w trakcie odkształcenia plastycznego, przebiegającego na zimno, co wymaga znaczącej absorpcji energii i przeciwdziałania pękaniu, po uprzednim całkowitym zakończeniu zmian struktury i przemian fazowych, towarzyszących procesom przetwórstwa poprzez odkształcenie plastyczne na gorąco lub na zimno oraz obróbki cieplnej [38-43]. Towarzyszą temu również inne prace [44-48], m.in. związane z dodawaniem do tych stali mikrododatków Ti, Nb i B [38, 39, 44-46], co stwarza możliwość dodatkowego rozdrobnienia struktury tych stali poprzez zastosowanie obróbki cieplno-mechanicznej w procesie wytwarzania i ich dodatkowego umocnienia. Synergiczne oddziaływanie wymienionych efektów strukturalnych w wymienionej grupie wysokomanganowych stali o strukturze austenitycznej stwarza możliwość równoczesnego wypełnienia dwóch dyrektyw europejskich – jednej dotyczącej produkcji stali na żądanie – tutaj w największym stopniu pochłaniających energię w wyniku aktywizacji odpowiednio mechanizmów odkształcenia plastycznego oraz przemian fazowych i procesów wydzieleniowych podczas dynamicznego odkształcenia plastycznego na zimno w trakcie wypadku drogowego, co wypełnia wymogi drugiej dyrektywy wynikającej z programu ograniczania liczby ofiar śmiertelnych i trwałego uszkodzenia ciała, zwiększając znacząco bezpieczeństwo bierne pasażerów i kierowców samochodów, które zawsze mogą ulec wypadkowi drogowemu. Podjęte prace naukowo-badawcze koncentrują się więc na doborze odpowiedniego składu chemicznego oraz procesu wytwarzania i przetwórstwa z uwzględnieniem odpowiednio obróbki plastycznej, obróbki cieplno-mechanicznej i obróbki cieplnej tej szczególnej grupy stali, w celu umożliwienia maksymalnej możliwie aktywacji wymienionych mechanizmów, przemian fazowych oraz zmian struktury przeciwdziałających pękaniu poprzez pochłanianie odpowiednio

znaczącej energii bezpośrednio podczas wypadku drogowego, jeżeli już się zdarzy. Zgromadzenie odpowiedniej wiedzy zapewniającej kontrolowanie opisanych zjawisk i procesów strukturalnych jest ogólnym celem serii wymienionych badań, w skład których wchodzi również niniejsza praca. Generalnie chodzi o znalezienie możliwości wykorzystania energii z konieczności uwolnionej podczas wypadku drogowego odpowiednio do aktywizacji odkształcenia plastycznego, przemian fazowych i procesów wydzieleniowych stali o odpowiednio dobranym składzie chemicznym i fazowym w celu ograniczenia udziału energii zużywanej bezpośrednio na procesy pęknięcia, a przez to zapewnienia przeciwdziałania pękaniu na tyle, na ile to jest w ogóle możliwe. Bezspeczne jest zatem, że zarówno metody jak i szczegółowa wiedza z zakresu inżynierii materiałowej są konieczne do rozwiązania licznych problemów, stanowiących o biernym bezpieczeństwie kierowców i pasażerów pojazdów. Do analizy wstępnej podjętej problematyki przydatna jest znajomość podstaw odkształcenia plastycznego i zjawisk strukturalnych towarzyszących obróbce plastycznej i cieplno-mechanicznej poruszanej w licznych pozycjach książkowych [5-7, 49-69]. Szczegółowe aspekty wymienionej problematyki będą opracowane w kolejnych rozdziałach niniejszej pracy.

2.2. Ogólna charakterystyka stali stosowanych w przemyśle samochodowym na blachy i taśmy

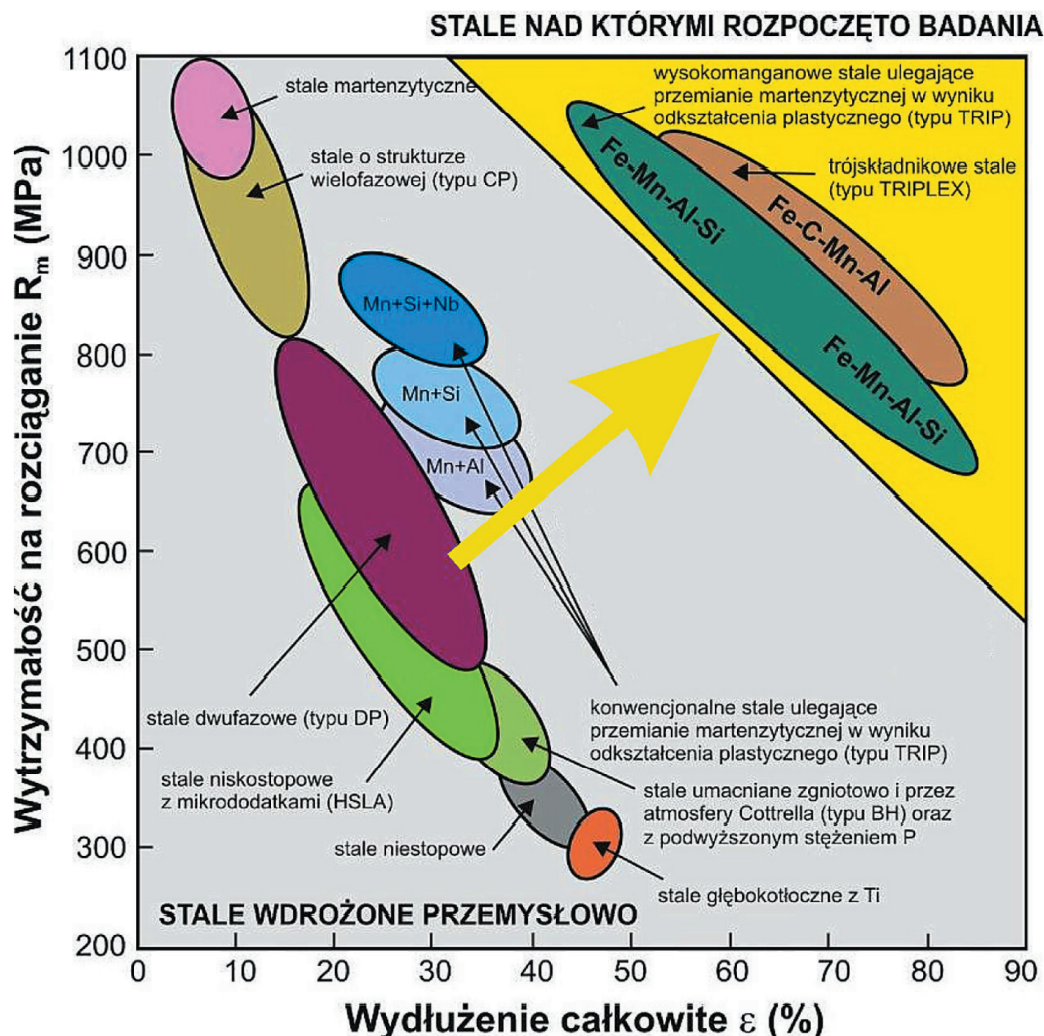
Wprowadzanie nowoczesnych stali konstrukcyjnych odpowiadających wymaganiom przemysłu samochodowego [10, 38, 70-75], ma ścisły związek z wdrażaniem nowo opracowanych energooszczędnych i proekologicznych technologii ich wytwarzania, z uwzględnieniem procesów pozapiecowych, ciągłego odlewania wlewków dostosowanych wymiarowo do wytwarzanego z nich produktu oraz nowoczesnej obróbki plastycznej na gorąco i obróbki cieplno-mechanicznej. Dzięki odpowiedniemu doborowi składu chemicznego stali oraz procesu technologicznego, możliwym staje się uzyskanie struktury zapewniającej wymagany zestaw własności wytrzymałościowych i plastycznych stali, co porównawczo zilustrowano na rysunku 2.5, przedstawiającym wskaźniki równe iloczynowi wytrzymałości na rozciąganie i maksymalnego wydłużenia dla różnych rodzajów stali. Ma to szczególne znaczenie właśnie podczas kolizji drogowej lub wypadku, gdyż gwarantuje relatywnie duży zapas plastyczności, zapewniając pochłanianie energii i przeciwdziałając przedwczesnemu złomowi uszkodzonych elementów samochodu.



Rysunek 2.5. Rozwój stali o wysokiej wytrzymałości i plastyczności w okresie od 1975 roku (opracowano w [10] według G. Frommeyer'a i U. Bruex'a)

Stosowane obecnie i przyszłościowe stale i stopy do produkcji blach samochodowych przedstawiono na rysunku 2.6 przez porównanie zależności między wytrzymałością i wydłużeniem wymienionych grup stali.

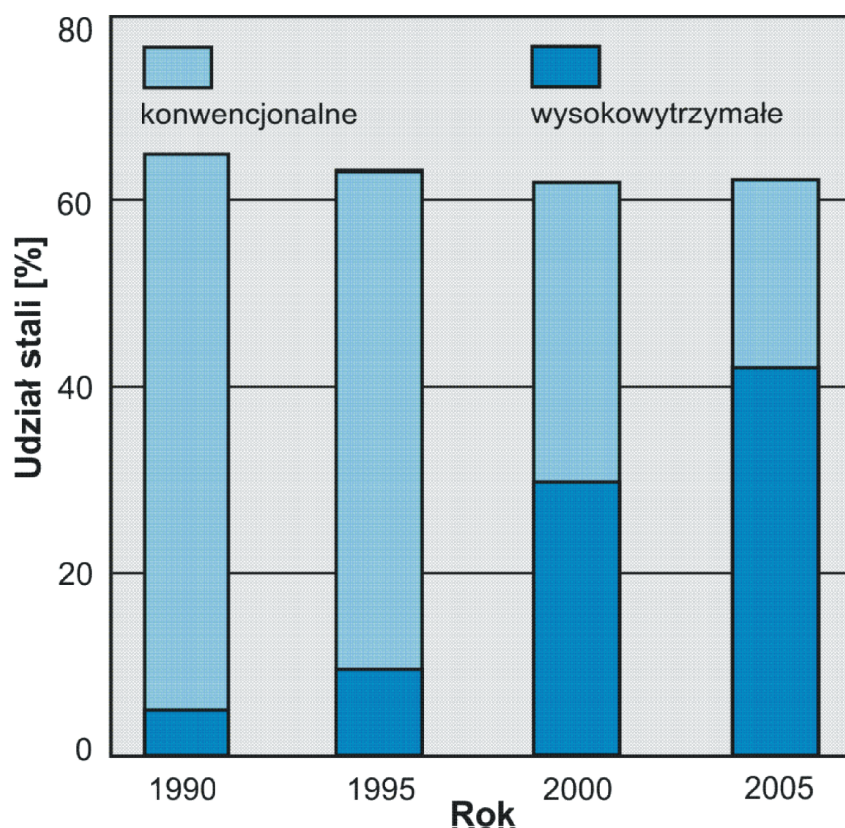
Sposoby jednoczesnego zwiększenia wytrzymałości i plastyczności stali przez dziesięciolecia dotyczyły opracowywania nowych stali o strukturze sieciowej A2 – ferrytycznych i martenzytycznych, usytuowanych na rysunku 2.6 na szarym polu. Te właśnie grupy stali zostaną omówione w niniejszym rozdziale w ujęciu historycznym. Postęp w tym zakresie dotyczył opracowania licznych nowych stali, odpowiadających wymaganiom przemysłu samochodowego, m.in. poprzez systematyczne zastępowanie stali konwencjonalnych gatunkami wysokowytrzymałymi (rys. 2.7) wraz z wdrażaniem odpowiednich technologii ich wytwarzania i przetwórstwa, w zintegrowanych procesach metalurgicznych i kadziowych, z ciągłym odlewaniem wlewków oraz obróbką plastyczną na gorąco z regulowanym chłodzeniem blach z temperatury zakończenia tejże obróbki.



Rysunek 2.6. Stosowane obecnie i przyszłościowe stale do produkcji blach samochodowych (opracowano w [10] według danych S. Keelera) (szare pole dotyczy stali o strukturze sieciowej A2; żółta strzałka ilustruje trend wykonywanych prac badawczo-rozwojowych)

Stale nowszej generacji do zastosowań w przemyśle samochodowym opierały się na dziedziczeniu drobnoziarnistej struktury zrekrytalizowanego austenitu przez strukturę ferrytyczno-perlityczną, ferrytyczną lub niekiedy z nieznacznym udziałem bainitu ferrytycznego stali obrobionej plastycznie m.in. przez regulowane walcowanie, kontrolowaną rekrytalizację i w zasadzie bez dodatkowej obróbki cieplnej, z wyjątkiem starzenia lub wyżarzania, ewentualnie połączonego z innymi operacjami technologicznymi, np. utwardzaniem powłok lakierniczych. Do tych grup stali można zaliczyć:

- stale typu HSLA (j. ang.: *High Strength Low Alloy steels*), w których podczas obróbki plastycznej na gorąco wydzielają się dyspersyjne cząstki faz międzywęzłowych typu MX ograniczające rozrost ziarn zrekrytalizowanego austenitu, którego drobnoziarnista



Rysunek 2.7. Zmiana udziału konwencjonalnych i wysokowytrzymałych stali stosowanych w produkcji samonośnych nadwozi samochodów osobowych w latach 1990-2005 (opracowano w [10] według D. Pongego)

struktura jest dziedziczona przez strukturę ferrytyczno-perlityczną, ferrytyczną lub niekiedy z nieznacznym udziałem bainitu ferrytycznego,

- stale typu BH (j. ang.: *Bake Hardening steels*), w których w wyniku tworzenia atmosfer Cottrella w trakcie krótkotrwałego wygrzewania w temperaturze utwardzania powłok lakierniczych lub organicznych stale te ulegają umocnieniu,
- stale typu IF (j. ang.: *Interstitial Free*) niestarzejące się i charakteryzujące się szczególnie dużą podatnością na głębokie tłoczenie, w których umocnienie elementów tłoczonych następuje dzięki obecności dyspersyjnych cząstek faz międzywęzłowych;
- stale typu IS (j. ang.: *Isotropic Steels*) wykazują strukturę droбноziarnistego ferrytu i teksturę włóknistą oraz izotropowe własności w czasie odkształcenia plastycznego na zimno.

Poszczególne grupy tych stali zostaną kolejno scharakteryzowane.

Stale mikrostopowe HSLA (j. ang.: *High Strength Low Alloy steels*) z mikrododatkami o dużym powinowactwie do węgla i azotu, tj. Nb, Ti, V w stężeniu do ok. 0,1%, niekiedy

z podwyższonym stężeniem N, a w przypadku stali do ulepszania cieplnego także do 0,005% B – zwiększającego hartowność, przed z górą trzydziestu laty zapoczątkowały rozwój nowych stali dla potrzeb przemysłu samochodowego. Podczas obróbki plastycznej na gorąco w stalach tych wydzielają się fazy międzywęzłowe o sieci regularnej typu NaCl typu MX (M – Nb, Ti, V; X – N, C) w postaci dyspersyjnych cząstek ograniczających rozrost ziarn zrekrytalizowanego austenitu. Dziedziczenie drobnoziarnistej struktury zrekrytalizowanego austenitu przez strukturę ferrytyczno-perlityczną, ferrytyczną lub niekiedy z nieznacznym udziałem bainitu ferrytycznego, uzyskaną po ochłodzeniu stali po zakończeniu obróbki plastycznej na gorąco, często technologią walcowania regulowanego, zapewnia wymagane wysokie własności wytrzymałościowe bez dodatkowej obróbki cieplnej lub ewentualnie po odpuszczaniu lub starzeniu [76]. Drobnoziarnisty austenit zrekrytalizowany podczas chłodzenia z właściwie dobranej temperatury końca obróbki plastycznej ulega przemianie w drobnoziarniste produkty przemian, zapewniające blachy o drobnoziarnistej strukturze ferrytyczno-perlitycznej lub ferrytycznej, niekiedy z pewnym udziałem bainitu ferrytycznego, wytwarza się technologią walcowania regulowanego, zwykle w liniach zintegrowanych z zastosowaniem przyspieszonego chłodzenia z temperatury końca obróbki plastycznej. Stale HSLA na blachy walcowane na gorąco zawierają 0,05-0,07% C, 0,4-1,5% Mn, 0-0,4% Si, 0,03-0,15% V, do 0,03% Nb i do 0,020% N i wykazują granicę plastyczności $R_{p0,2}$ 390-580 MPa, wytrzymałość R_m 450-660 MPa, wydłużenie całkowite 22-28%. Dzięki temu znalazły zastosowanie m.in. na podwozia autobusów i samochodów ciężarowych, tarcze kół, podstawy silników, wzmocnienia zderzaków, elementy zawieszenia [77]. Przy stężeniu mniejszym od 0,1% C ze stali HSLA wytwarzane są blachy i taśmy walcowane na zimno, następnie wyżarzane rekrytalizująco, a często także cynkowaniu ogniowemu, w celu zastosowania na tłoczone elementy samochodów, w tym m.in. drzwi, pokrywy i gięte na zimno elementy zawieszenia.

Stale znane jako BH (j. ang.: *Bake Hardening steels*) są bezkrzemowe, zawierają poniżej 0,1% C, 0,1-0,5% Mn, do 0,010% Nb, 0,005% Ti oraz do 0,001% B, często ze stężeniem P podwyższonym do 0,030%. Blachy cienkie z tych stali walcowane na zimno po wyżarzaniu rekrytalizującym w atmosferze ochronnej poddaje się zwykle cynkowaniu ogniowemu, z przyspieszonym chłodzeniem do temperatury otoczenia. Stale te znalazły zastosowanie m.in. na pokrywy silników i bagażników, drzwi, elementy zawieszenia, tłoczone lub gięte na zimno. W wyniku tworzenia atmosfer Cottrella w trakcie krótkotrwałego wygrzewania w temperaturze 170-250°C, zwykle po naniesieniu powłok lakierniczych lub organicznych, stale te ulegają

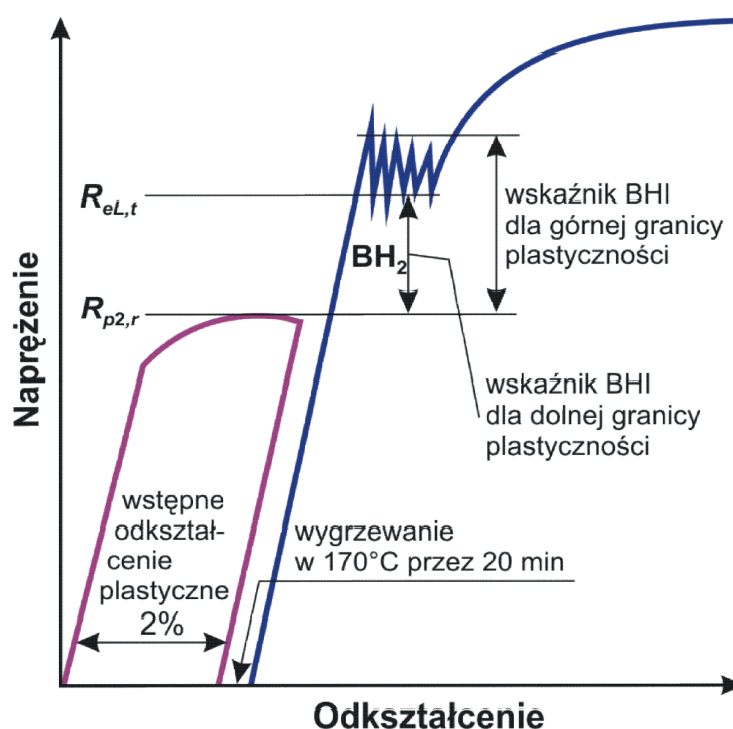
umocnieniu po uprzedniej obróbce plastycznej na zimno, powodującym zwiększenie współczynnika anizotropii normalnej blach a zwłaszcza wytrzymałości o 20-70 MPa, zwane efektem *bake hardening*. Wskaźnik umocnienia cieplnego BHI (j. ang.: *Bake-Hardening Index*) w normie PN-EN 10325:2008 oznaczony jako BH_2 (rys. 2.8) jest zdefiniowany następująco:

$$BH_2 = R_{eL,t} \text{ (lub } R_{p0,2,t}) - R_{p2,r} \quad (2.1)$$

gdzie:

$R_{eL,t}$ (lub $R_{p0,2,t}$) – granica plastyczności stali dolna (lub umowna, przy odkształceniu trwałym 0,2%) określona na próbkach poddanych wstępnemu odkształceniu plastycznemu o wartości 2%, a następnie wygrzewanych w 170°C przez 20 min,

$R_{p2,r}$ – napężenie niezbędne do 2% odkształcenia plastycznego stali.



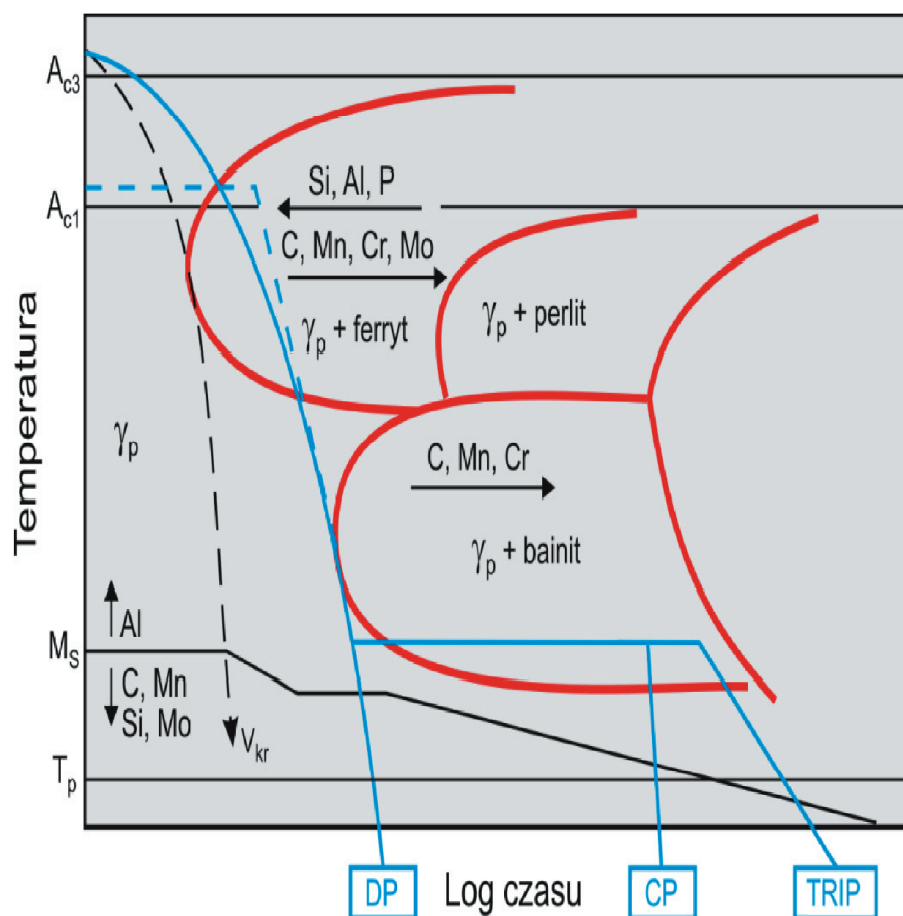
Rysunek 2.8. Schemat umocnienia stali typu BH oraz wyznaczania wskaźnika BH_2 (według normy PN-EN 10325:2008)

Stale typu IF (j. ang.: *Interstitial Free*) jako niestarzejące się i charakteryzujące się szczególnie dużą podatnością na głębokie tłoczenie [78, 79] zawierają znikome stężenie pierwiastków międzywęzłowych C i N, całkowicie związanych z mikrododatkami Ti lub Nb lub Ti i Nb lub Nb i P oraz do 0,02% Nb, 0,03-0,07% Ti oraz często do 0,003% B, a także do 0,003% S, 0,2% Si i do 0,060% P. Stale te poddaje się regulowanemu walcowaniu z przyspieszonym chłodzeniem z temperatury walcowania wykończającego, następnie trawi w kręgach, zwykle

w gorącym HCl, oraz walcuje na zimno z 50-70% stopniem odkształcenia, wyżarza rekrytalizująco i poddaje cynkowaniu ogniowemu z następnym wygrzewaniem w 500-520°C, a niekiedy walcuje wygładzająco z 0,2-1% stopniem odkształcenia. Stosowane są na głęboko tłoczone elementy nadwozi (karoserii) samochodowych i misek olejowych [80], ale także na inne elementy, np. wanny kąpielowe i brodziki, nie znajdujące zastosowania w samochodach. Dzięki obecności dyspersyjnych cząstek faz międzywęzłowych TiN i NbC w strukturze stali następuje znaczne umocnienie elementów tłoczonych, a wykładnik umocnienia odkształceniowego osiąga dużą wartość $n > 0,22$. Stale te wykazują granicę plastyczności $R_{p0,2} = 160-310$ MPa, wytrzymałość $R_m = 300-450$ MPa, wydłużenie całkowite 45-40% [79]. Duża podatność na głębokie tłoczenie i stosunkowo mała granica plastyczności stanowią, że blachy cienkie z tych stali są stosowane do produkcji szczególnie trudnych do tłoczenia elementów [80].

Stale znane jako IS (j. ang.: *Isotropic Steels*) mają skład chemiczny zbliżony do stali typu IF (j. ang.: *Interstitial Free*), lecz najczęściej cechują się niskim stężeniem Mn lub są w pełni bezmanganowe, wykazując strukturę drobnoziarnistego ferrytu i teksturę włóknistą w wyniku walcowania ze sterowaną rekrytalizacją w temperaturze do 700°C [10], w wyniku czego wykazują izotropowe własności w czasie odkształcenia plastycznego na zimno.

Stale wielofazowe umacniane w wyniku przemian fazowych stanowiły kolejny ważny i nowy jakościowo etap w rozwoju materiałów na blachy dla przemysłu samochodowego. Zwiększenie wytrzymałości tych stali następuje w wyniku zróżnicowania udziału poszczególnych faz w zależności od wymaganych własności. Konieczne jest przy tym uzyskanie odpowiedniego udziału ferrytu w strukturze, zapewniającego wymaganą odkształcalność i własności plastyczne stali, zależne od postaci wykresu przemian austenitu przechłodzonego będącej funkcją odpowiednio dobranego składu chemicznego stali, z przemianą $\gamma \rightarrow \alpha$ przesuniętą do krótkich czasów wraz ze wzrastającym stężeniem Si, Al i P w stali oraz przemianą $\gamma \rightarrow \text{bainit}$ przesuniętą w przeciwnym kierunku wraz ze zwiększeniem stężenia Mn i Cr, a także C, które ogranicza się jednak do ok. 0,2%, aby uniemożliwić niekorzystne zmniejszenie udziału ferrytu w strukturze stali (rys. 2.9). Stale o strukturze wielofazowej mogą być poddawane obróbce cieplnej zwykłej z chłodzeniem odpowiednio ciągłym lub izotermicznym powyżej temperatury M_s , ale najkorzystniej już w trakcie wytwarzania blach poprzez obróbkę cieplno-mechaniczną zintegrowaną z obróbką plastyczną na gorąco z regulowanym chłodzeniem [10, 51].



Rysunek 2.9. Schemat krzywych przemian austenitu przechłodzonego stali o strukturze wielofazowej do zastosowania w przemyśle samochodowym, wytwarzanych z wykorzystaniem odpowiednio obróbki cieplno-mechanicznej lub hartowania izotermicznego (linia kreskowa) [81]

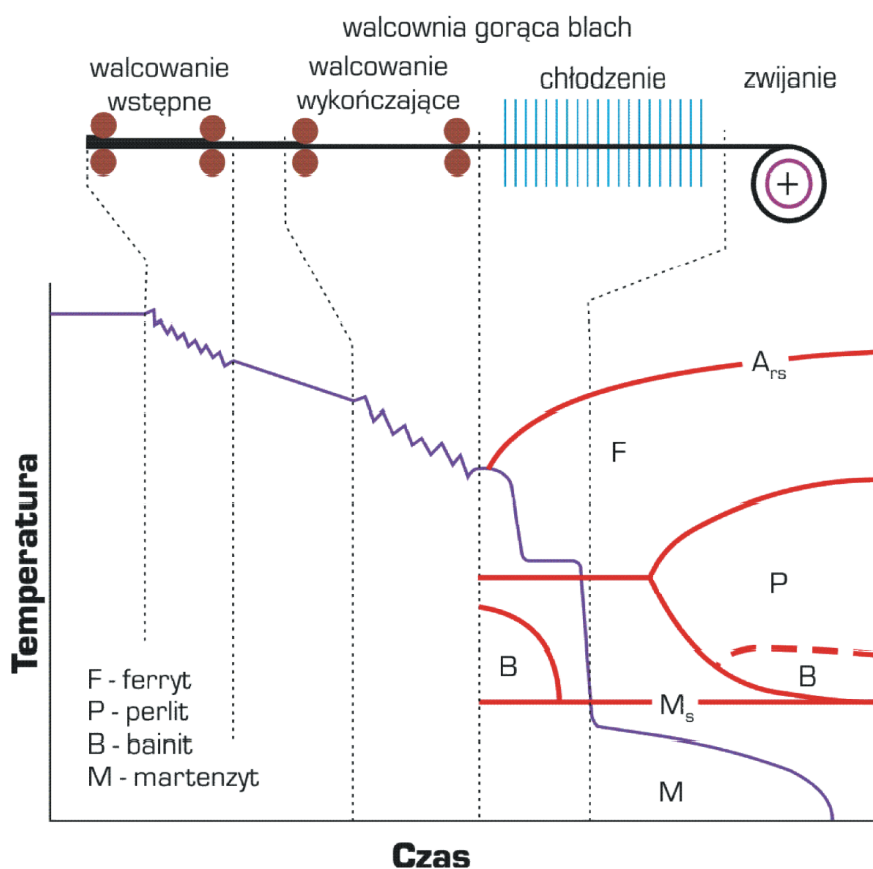
W zależności od składu fazowego i stosowanych procesów technologicznych można wydzielić następujące grupy stali wielofazowych:

- stale typu DP (j. ang.: *Dual Phase*) o dwufazowej strukturze ferrytyczno-martenzytycznej, w których „wysepki” martenzytu rozmieszczone są na granicach ziarn ferrytu,
- stale typu TRIP (j. ang.: *Transformation Induce Plasticity steels*) o strukturze bainityczno-ferrytycznej z austenitem szczątkowym, który w wyniku odkształcenia plastycznego ulega przemianie martenzytycznej,
- stale typu CP (j. ang.: *Complex Phase*) o strukturze ferrytyczno-bainitycznej z małym udziałem martenzytu, austenitu szczątkowego i/lub perlitu,
- stale typu PM (j. ang.: *Partially Martensitic steels*) o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej z około 50% udziałem martenzytu,

- stale typu MS (j. ang.: *Martensitic Steels*) z przeważającym udziałem martenzytu i małym udziałem ferrytu i/lub bainitu.

Poszczególne grupy wymienionych stali zostaną kolejno scharakteryzowane.

Stale znane jako DP (j. ang.: *Dual Phase*) mają stężenie 0,10-0,18% C, 1,2-1,6% Mn, 0,3-0,6% Si, 0,10-0,15% V, do 0,025% N oraz 0,02-0,06% Ce, zapewniające uzyskanie ferrytyczno-martenzytycznej struktury dwufazowej, z martenzytem w postaci morfologicznej „wysepek” na granicach ziarn ferrytu oraz modyfikację wtrąceń niemetalicznych, w celu zmniejszenia anizotropii własności plastycznych blach [78]. Blachy ze stali typu DP wytwarza się metodą walcowania regulowanego z przyspieszonym chłodzeniem (rys. 2.10). Stale te po takiej obróbce wykazują wytrzymałość na rozciąganie 520-760 MPa, granicę plastyczności 300-380 MPa, wydłużenie całkowite 32-24%. Występowanie twardych skupisk martenzytu powoduje, że produkty kształtowane na zimno z tych blach silnie się umacniają i wykazują także dużą wytrzymałość zmęczeniową. Stale te znalazły zastosowanie m.in. na tłoczone obręcze kół samochodów, w tym głównie ciężarowych.



Rysunek 2.10. Schemat walcowania regulowanego blach ze stali typu DP o strukturze ferrytyczno-martenzytycznej (opracowano w [10] według W. Blecka, K. Kohlera, L. Meyera i C. Preisendanza)

Stale znane jako TRIP (j. ang.: *TRansformation Induced Plasticity*) w początkowych fazach ich wprowadzania do przemysłu zawierały 0,2-0,4% C, 1-2% Mn i 1-2% Si [82]. Krzem częściowo można zastąpić przez Al i P, przy czym łączne stężenie Si + Al zwykle nie przekracza 1,7% [83]. Stale te są stosowane do wytwarzania blach o strukturze ferrytyczno-bainitycznej z austenitem szczątkowym, który ulega przemianie martenzytycznej podczas kształtowania na zimno produktów z tych stali, powodującej znaczące umocnienie stali. Podany skład chemiczny zapewnia wymagany wysoki udział ferrytu w strukturze stali wraz z nieprzemienionym austenitem, wpływających na poprawę własności plastycznych stali. Si i Al wpływają na kształt krzywych przemian austenitu przechłodzonego i na spadek aktywności C w austenicie w zakresie temperatury 300-450°C właściwej dla przemiany bainitycznej. W wyniku tej przemiany powstaje bainit ferrytyczny z małym udziałem Fe_3C , a nieprzemieniony austenit wzbogaca się w C, co sprzyja wzrostowi stabilności tej fazy i obniżeniu temperatury zapoczątkowania przemiany bainitycznej. Przemiana ta nie będzie przebiegać wcale, np. w przypadku wydzielania się węglików, gdy nastąpi zubożenie austenitu w węgiel. Ponieważ Si i Al, jako pierwiastki grafityzujące spowalniają zarodkowanie i wzrost wydzielen Fe_3C , to graniczne stężenie C w austenicie nieprzemienionym maleje, w miarę obniżania temperatury przemiany. Pozostały austenit wzbogacony w C o relatywnie dużej stabilności nawet po ochłodzeniu blach z temperatury obróbki do temperatury pokojowej, ulegając natomiast przemianie martenzytycznej w trakcie ponownego odkształcenia plastycznego blach na zimno. Wytwarzanie blach z omawianych stali typu TRIP, polega na walcowaniu na zimno i następnym austenitowaniu w temperaturze wyższej od A_{c1} i hartowaniu izotermicznym w zakresie temperatury przemiany bainitycznej oraz studzeniu do temperatury pokojowej. Korzystne przesłanki wskazują jednak na przewagę alternatywnego procesu obróbki cieplno-mechanicznej z regulowanym walcowaniem na gorąco i regulowanym chłodzeniem w zakresie temperatury przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ oraz bezpośrednim hartowaniem izotermicznym w temperaturze wyższej od M_s w celu przebiegu przemiany bainitycznej w czasie umożliwiającym wzbogacenie nieprzemienionego austenitu w C do stężenia granicznego oraz studzeniem blach. W takim razie do stali typu TRIP wprowadza się również mikrododatki Ti, Nb i V [83].

W stalach znanych odpowiednio jako CP (j. ang.: *Complex Phase*), PM (j. ang.: *Partially Martensitic steels*) oraz MS (j. ang.: *Martensitic Steels*), poprzez odpowiednie zróżnicowanie udziału poszczególnych faz uzyskuje się dalsze zwiększenie wytrzymałości. W strukturze tych stali, w zależności od typu, występuje ferryt i bainit z martenzytem, austenitem szczątkowym

i/lub perlitem, lecz w niewielkim udziale (stale typu CP), ferryt i ok. 50% martenzytu (stale typu PM) lub martenzyt z małym udziałem ferrytu i/lub bainitu. (stale typu MS).

W literaturze przedmiotu [10,36-38] obecnie zarysowuje się pogląd, że praktycznie wyczerpano już możliwości, związane z optymalizacją składu chemicznego oraz warunków technologicznych kształtowania własności, w odniesieniu do stali o strukturze sieciowej A2, zaprezentowanych w niniejszym rozdziale. Uważa się przy tym, że znaczący postęp w uzyskiwaniu produktów charakteryzujących się połączeniem możliwie wysokich własności wytrzymałościowych i plastycznych mogą zapewnić natomiast nowe stale o strukturze austenitycznej A1, zawierające Mn w stężeniu przekraczającym 25% oraz Si i Al (porównaj rys. 2.6). Nowoczesne stale wysokomanganowe mogą spełnić coraz wyższe wyzwania jakie stają obecnie przed przemysłem samochodowym, w związku z oczekiwaniami ograniczenia zużycia paliwa i związanej z tym emisji spalin do atmosfery oraz z wdrażaniem programów poprawy bezpieczeństwa biernego uczestników ruchu drogowego. Dotyczy to również innych pojazdów i środków transportu. Stale wysokomanganowe w nielicznych tylko przypadkach mogą stanowić alternatywę dla dobrze już rozwiniętych stali o strukturze sieciowej A2 i o ugruntowanych zakresach zastosowań, w tym także w przemyśle samochodowym. Stale te jako komplementarne materiały inżynierskie, nadal opracowywane i intensywnie badane, mogą natomiast zapewnić duży postęp, zwłaszcza w zastosowaniach motoryzacyjnych, w tym także wypełniając założenia opisanej wcześniej koncepcji zapobiegania pękaniu elementów konstrukcyjnych i nadwozia samochodu w czasie wypadku lub kolizji drogowej, poprzez pochłanianie sporego zapasu energii wówczas wyzwolanej, na wywołanie zmian strukturalnych i przemian fazowych, przebiegających w warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego krytycznych elementów samochodu wykonanych z tych stali. Z tego powodu zagadnienia rozwoju i aktualnego stanu wiedzy dotyczącej wysokomanganowych stali o strukturze austenitycznej A1, które stały się głównym przedmiotem zainteresowania niniejszej pracy, opisano w następnym rozdziale.

2.3. Ogólna charakterystyka stali wysokomanganowych stosowanych w przemyśle samochodowym

Stale o znacznym stężeniu Mn i szczególnej skłonności do umocnienia w wyniku odkształcenia plastycznego, w istocie należą do klasyki metaloznawstwa. Od 1882 roku znana

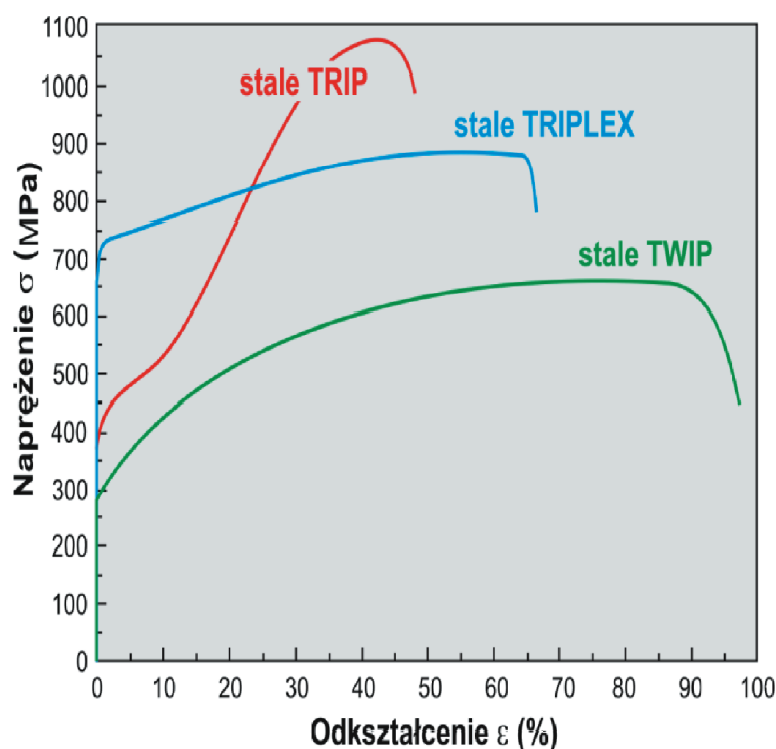
jest bowiem stal austenityczna manganowa zawierająca 1,1-1,3% C i 12-13% Mn, odkryta przez angielskiego metalurga R.A. Hadfielda, o wysokiej plastyczności i odporności na obciążenia dynamiczne, dużej skłonności do umocnienia zgniotowego, związanego z powstawaniem mikrobliźniaków oraz bardzo dobrej odporności na ścieranie [5, 84-86]. Stal ta w stanie przesyconym charakteryzuje się wytrzymałością $R_m=700-980$ MPa, granicą plastyczności $R_e=340-440$ MPa, twardością 220 HB i wydłużeniem $A=50\%$. Obróbka cieplno-mechaniczna tych stali zapewnia wzrost wytrzymałości o około 20%, umownej granicy plastyczności o ok. 80% oraz udarności średnio o około 15% w stosunku do stanu przesyconego. Ten wzrost własności mechanicznych wynika z obecności drobnoziarnistej struktury zrekrytalizowanego austenitu o znacznej gęstości dyslokacji oraz intensywnie zbliźnionego mechanicznie w wyniku odkształcenia plastycznego na gorąco [5, 6, 84-88]. Stal Hadfielda umacniająca się w czasie pracy, jest nadal stosowana na elementy maszyn i urządzeń, narażone na ścieranie przy dużych i dynamicznych naciskach powierzchniowych, np. na kosze koparek, gąsienice do ciągników, rozjazdy kolejowe, łamacze kamienia i młyny kulowe, a także rozdrabniacze złomu wykorzystywane do recyklingu samochodów osobowych i ciężarowych [5, 84-82]. Często ze względów technologicznych elementy te są wykonywane przez odlewanie ze staliwa o składzie analogicznym do tej stali [10].

W ostatnim dwudziestoleciu minionego wieku ponownie zwrócono uwagę na korzyści płynące z wykorzystania stali wysokomanganowych o strukturze austenitycznej, ze względu na możliwość wywołania w nich mechanizmów intensywnego bliźniakowania mechanicznego lub przemiany martenzytycznej, zapewniających podwyższenie najczęściej równoczesne własności wytrzymałościowych i plastycznych, a przez to uzyskanie niemającego precedensu w innych stalach zwiększenia zapasu energii, umożliwiającego kształtowanie elementów o skomplikowanym kształcie lub możliwej do rozładowania podczas odkształcenia plastycznego z dużymi szybkościami, m.in. podczas wypadku drogowego [89-91]. Wykonywane są intensywne badania [89, 92-107] dotyczące nowej generacji wysokomanganowych stali o strukturze austenitycznej.

Ze względu na skład chemiczny oraz podstawowe mechanizmy strukturalne decydujące o umocnieniu, współcześnie wysokomanganowe stale austenityczne można podzielić na następujące grupy [80, 81, 89, 90, 96-101, 103, 104, 108-125]:

- stal Hadfielda zawierająca 1,1-1,3% C i 12-13% Mn o dużej skłonności do umocnienia zgniotowego, związanego z powstawaniem mikrobliźniaków, którą omówiono poprzednio,

- stale zawierające 0,05-0,15% C i 15-22% Mn oraz Si i Al o zróżnicowanym stężeniu, w których występuje wielokrotny efekt TRIP (j. ang.: *TRansformation Induced Plasticity*), polegający na indukowaniu w austenicie przemiany martenzytycznej podczas odkształcenia plastycznego na zimno, zapewniającej wysokie własności wytrzymałościowe tym stalom (rys. 2.11); (warto zauważyć, że efekt TRIP występuje także w stalach austenitycznych Cr-Ni [126, 127], ale są one zbyt kosztowne do zastosowań w przemyśle motoryzacyjnym),
- stale zawierające 0,02-0,65% C i 20-30% Mn oraz Al i Si o zróżnicowanym stężeniu, charakteryzujące się efektem TWIP (j. ang.: *TWinning Induced Plasticity*), polegającym na intensywnym bliźniakowaniu mechanicznym w austenicie podczas odkształcenia plastycznego, co zapewnia tym stalom wysokie własności plastyczne (rys. 2.11),
- stale zawierające 0,5-2% C, 18-35% Mn, 8-12% Al i 3-6% Si, przy czym łączne stężenie Al i Si nie może być niższe od 12%, znane jako TRIPLEX, ze względu na trójfazową strukturę złożoną z ziarn austenitu γ -Fe(Mn,Al,C), dyspersyjnych wydzieliń węgla κ -(Fe,Mn)₃AlC_{1-x} oraz ferrytu α -Fe(Mn,Al), w których podczas odkształcenia plastycznego występuje w austenicie poślizg dyslokacji, bliźniakowanie, przemiana w martenzyt ε



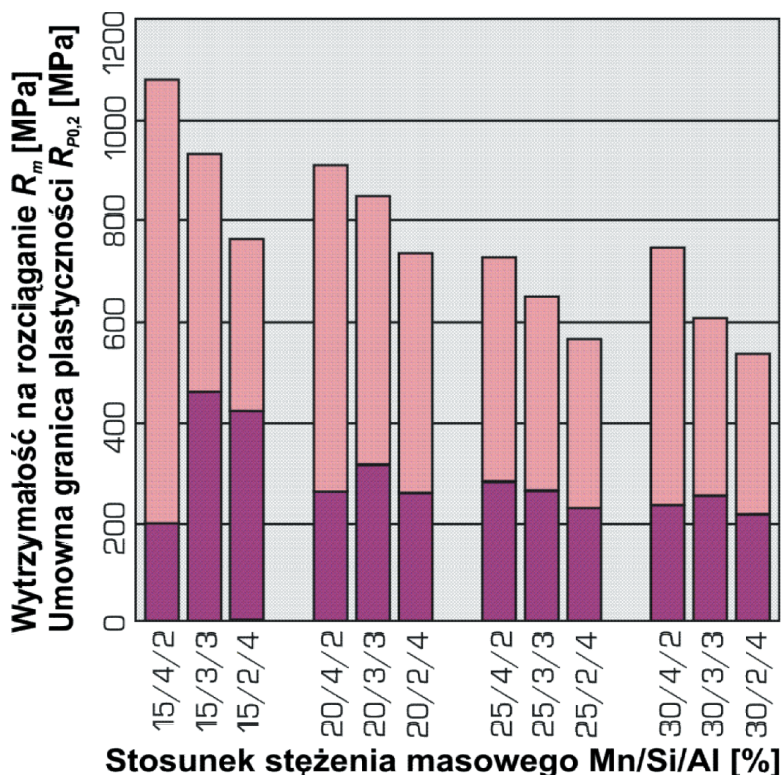
Rysunek 2.11. Charakterystyczne krzywe rozciągania wybranych wysokomanganowych stali typu TRIP, TWIP i TRIPLEX (opracowano w [10, 41] wg G. Frommeyer'a i U. Bruexa [96, 117])

i w martenzyt α , w zależności od składu chemicznego stali i warunków odkształcenia, co zapewnia tym stalom pośrednie własności w stosunku do stali typu TRIP i typu TWIP (rys. 2.11), a także gęstość 6,5-7 g/cm³, mniejszą niż stali bez dodatku Al.

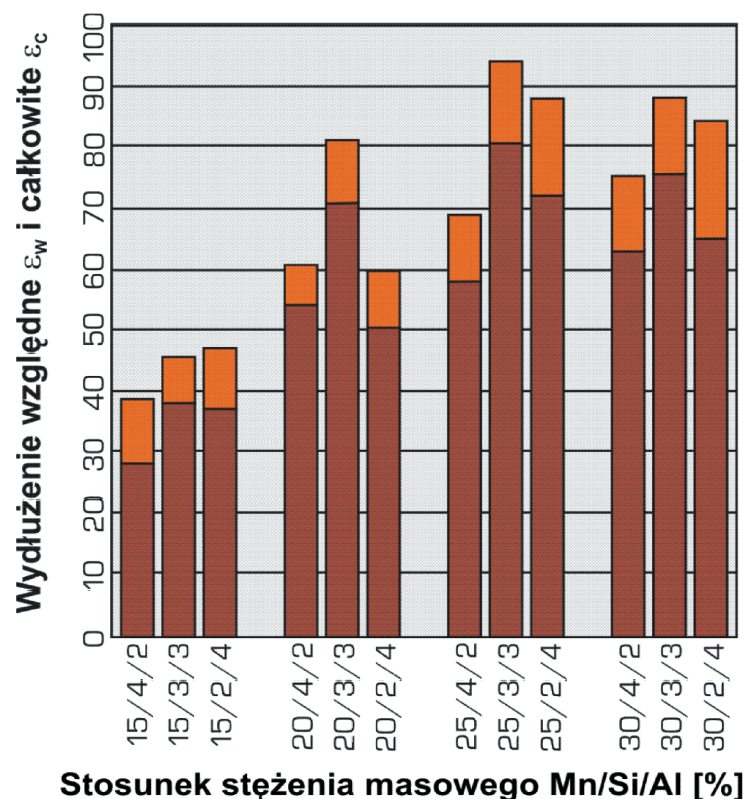
Na rysunkach 2.12 i 2.13 przedstawiono odpowiednio porównanie własności wytrzymałościowych oraz plastycznych wysokomanganowych stali austenitycznych, ze stali tej grupy o różnym składzie chemicznym, a na rysunku 2.11 porównano krzywe rozciągania wybranych stali typu TRIP, typu TWIP i typu TRIPLEX [10, 96, 117]. Istotny wpływ na własności mechaniczne wysokomanganowych stali o strukturze austenitycznej wywierają następujące czynniki:

- skład chemiczny stali,
- szybkość odkształcenia plastycznego,
- temperatura odkształcenia plastycznego.

Skład chemiczny stali jest głównym czynnikiem decydującym o zestawie własności omawianych stali, tak dobrze odpowiadających wymaganiom przemysłu samochodowego, wpływając na energię błędu ułożenia (EBU) austenitu γ_{Al} , a przez to także na przebieg



Rysunek 2.12. Granica plastyczności (słupki ciemne) i wytrzymałość (słupki jasne) stali Mn-Si-Al typu TWIP (opracowano w [10] według M. Centiego i S. Salicetiego)



Rysunek 2.13. Wydłużenie względne (słupki ciemne) i całkowite (słupki jasne) stali Mn-Si-Al typu TWIP (opracowano w [10] według M. Centiego i S. Salicetiego)

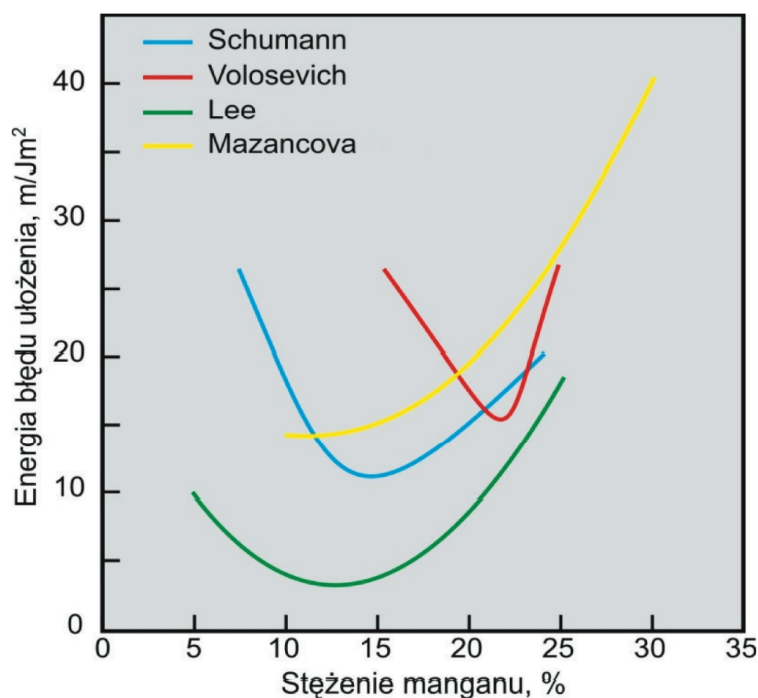
przemian fazowych i mechanizmów odkształcenia plastycznego w tych stalach. Struktura austenitu γ_{Al} składa się z warstw o najgęstszym ułożeniu atomów w płaszczyźnie $\{111\}_{Al}$ o sekwencji ABCABC... W wyniku zaburzenia tej sekwencji może powstać cienka płytko o sieci A3, co następuje w wyniku przemieszczania dyslokacji częściowych i decyduje o podwyższeniu energii o energię utworzonego błędu ułożenia [51]. Dyslokacje cząstkowe mogą poruszać się na odległość odwrotnie proporcjonalną do energii EBU, wobec czego częstotliwość występowania błędu ułożenia jest tym większa, im mniejsza jest jego energia EBU. Ze względu na zależność między energią EBU, a zdolnością dyslokacji do wspinania i poślizgu poprzecznego, decyduje ona o zachowaniu się metalu odkształcanego plastycznie, o wartości zmagazynowanej energii odkształcenia plastycznego, oraz o przebiegu poligonizacji i rekrytalizacji [51]. W stalach o strukturze krystalograficznej Al o dużej energii EBU odkształcenie plastyczne jest zatem łatwiejsze i mniejsza jest zmagazynowana energia odkształcenia plastycznego, a wspinanie dyslokacji krawędziowych oraz poślizg poprzeczny przebiegają łatwiej, natomiast odwrotnie jest w stalach o małej energii EBU, ze względu na skłonność do spiętrzeń dyslokacji, np. na granicach ziarn lub cząstkach faz obcych. Wraz ze

zwiększeniem odkształcenia plastycznego powstają pasma ścinania i przejściowe, a w stalach o dużej energii EBU powstają komórkowe układy splotów dyslokacji oddzielających komórki prawie wolne od dyslokacji, które zmniejszają się przez zagęszczanie splotów dyslokacji wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia plastycznego stali [5, 49-51, 128, 129]. Mała energia EBU ($<20 \text{ mJ/m}^2$) sprzyja przemianie martenzytycznej, tłumionej przy wzroście energii EBU (do 25 mJ/m^2). Jeżeli energia EBU austenitu w temperaturze otoczenia jest mniejsza od 20 mJ/m^2 , podczas odkształcenia plastycznego powstaje martenzyt ε_{A3} [92, 130]. Następuje wówczas zmiana sekwencji ABCABC... płaszczyzn $\{111\}_{A1}$ stanowiących płaszczyzny habitus, przez wytworzenie błędu ułożenia, w wyniku przemieszczania się dyslokacji cząstkowej w co drugiej płaszczyźnie $(111)_{A1}$, na sekwencję ABAB... płaszczyzn $(0001)_{A3}$ [50, 52]. Zwiększeniu energii EBU towarzyszy natomiast wzrost tendencji do bliźniakowania mechanicznego, o intensywności malejącej od wysokiej, z ich równomiernym rozmieszczeniem w wyniku prawie jednorodnego odkształcenia plastycznego, do niewielkiej wobec utrudnionej dysocjacji dyslokacji na dyslokacje cząstkowe i wynikającą z tego dominację umocnienia przez poślizg dyslokacji całkowitych, wraz z podwyższaniem energii EBU od 25 do 60 mJ/m^2 . W przypadku pośredniej wartości energii EBU, w stalach równocześnie przebiega bliźniakowanie mechaniczne i poślizg dyslokacyjny [98, 129, 131, 132].

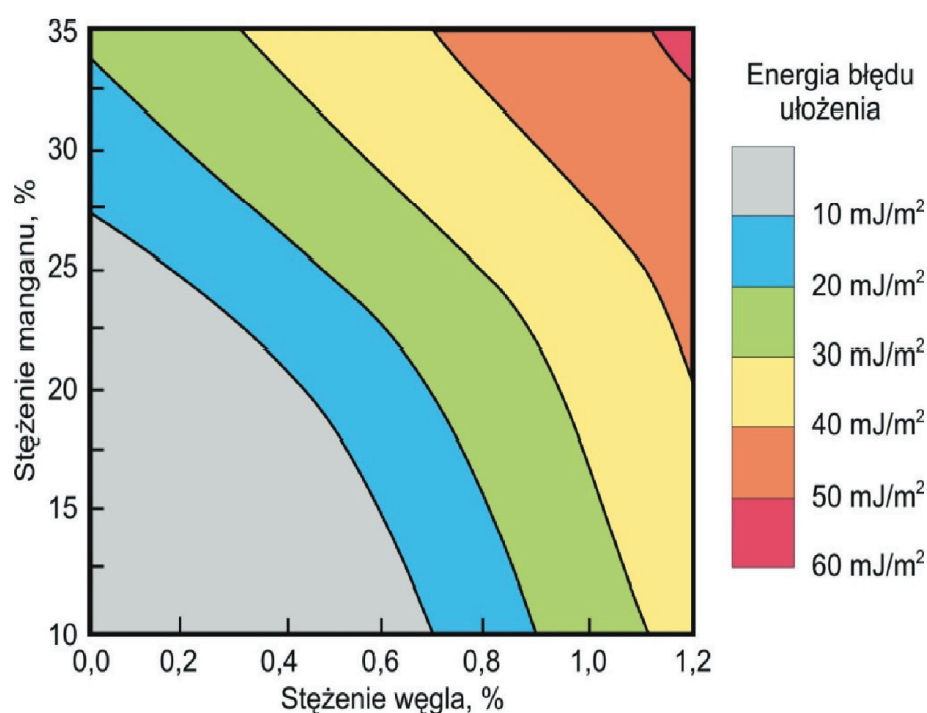
Węgiel, który występuje we wszystkich stalach, w omawianej grupie stali osiąga stężenie 0,02-1,2% i należy do pierwiastków stabilizujących austenit γ_{A1} w obecności Mn [98-100, 133-136]. Ze względu na stężenie C można wydzielić 2 grupy omawianych stali:

- stale o stężeniu 0,01-0,1% C, o wytrzymałości $R_m=600-700 \text{ MPa}$, umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}=250-450 \text{ MPa}$, i wydłużeniu $A_r=50-60\%$ [90, 96, 98, 104, 117, 124, 134, 135, 137],
- stale o stężeniu 0,5-1,2% C o wytrzymałości $R_m=700-900 \text{ MPa}$, umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}=200-300 \text{ MPa}$, natomiast wykazujące większe wydłużenie równomierne, osiągające nawet do 80% [89, 92, 97, 99, 100, 111, 112, 114, 125, 138-140].

Głównym pierwiastkiem stopowym w analizowanych stalach jest Mn [90, 96-98, 104, 111, 117, 118] i od jego stężenia zależy wartość energii EBU austenitu γ_{A1} w tych stalach (rys. 2.14) [101, 114, 141-144], a także od wzajemnych proporcji między stężeniem C i Mn (rys. 2.15) [138], co bezpośrednio decyduje o przemianach fazowych, jakie zachodzą w tych stalach podczas odkształcenia plastycznego (rys. 2.16).

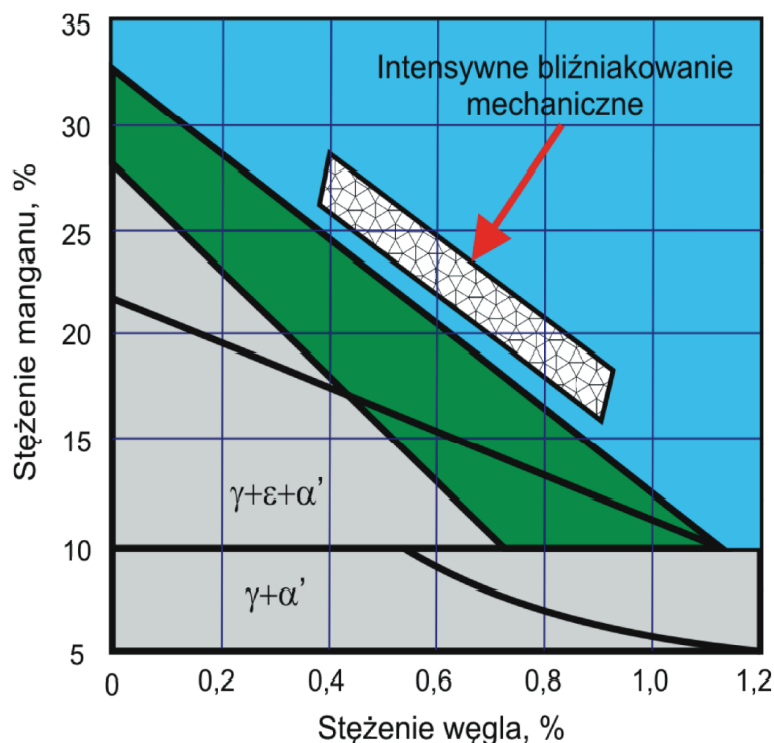


Rysunek 2.14. Wpływ stężenia manganu na energię błędu ułożenia austenitu; według V.H. Schumanna, P.Y. Volosevicha, Y.K. Lee i E. Mazancovej [101, 114, 142-144] na podstawie opracowania W. Borka [41]



Rysunek 2.15. Wpływ stężenia węgla i manganu na energię błędu ułożenia austenitu [41, 138]

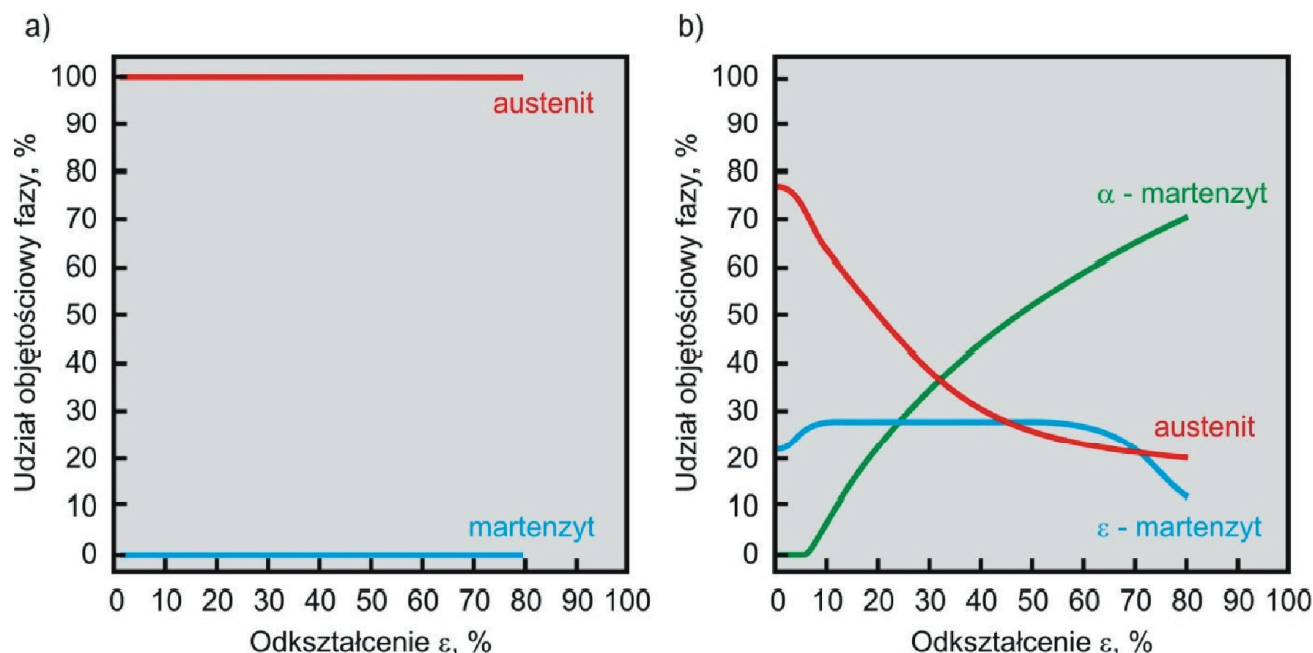
Przy stężeniu 5-10% Mn omawiane stale wykazują strukturę ferrytu α_{A2} i austenitu γ_{A1} . Zwiększenie jego stężenia do 22% zapewnia strukturę austenitu γ_{A1} i martenzytu α'_{A2} .



Rysunek 2.16. Wpływ stężenia C i Mn na przemiany fazowe zachodzące podczas odkształcenia plastycznego na zimno (zaznaczono zakres stężenia Mn i C odpowiadający intensywnemu bliźniakowaniu mechanicznemu) [41, 100]

Dopiero, jeżeli stal zawiera 22-35% Mn następuje zupełna stabilizacja struktury austenitu γ_{A1} (rys. 2.17a). Jeżeli stężenie nie przekracza 25% Mn, w stali podczas odkształcenia plastycznego na zimno może występować efekt TRIP (j. ang.: *Transformation Induced Plasticity*) umocnienia stali w wyniku przemiany martenzytycznej $\gamma_{A1} \rightarrow \epsilon_{A3}$ lub $\gamma_{A1} \rightarrow \epsilon_{A3} \rightarrow \alpha'_{A2}$ (rys. 2.17b). W miarę zwiększania się odkształcenia plastycznego zmienia się wówczas udział objętościowy poszczególnych faz w strukturze stali: maleje – austenitu γ_{A1} i wzrasta – martenzytu α'_{A2} , przy relatywnie niewielkich zmianach udziału objętościowego martenzytu ϵ_{A3} (rys. 2.17b) [90, 97, 117, 118, 145-150]. Stal w tym stanie wykazuje wytrzymałość R_m ok. 900 MPa i wydłużeniu A do 40% (rys. 2.11) [118]. Zwiększenie stężenia z 15 do 25% Mn powoduje obniżenie wytrzymałości na rozciąganie R_m z 900 do 600 MPa oraz zwiększenie wydłużenia A z 40 do 80%.

W stalach o stężeniu większym od 25% Mn podczas odkształcenia plastycznego na zimno stabilny jest austenit γ_{A1} , w którym może występować efekt TWIP (j. ang.: *TWinnig Induced Plasticity*) bliźniakowania mechanicznego [151]. Bliźniaki odkształcenia w austenicie γ_{A1} wpływają na wzrost szybkości umocnienia odkształceniowego, gdyż wraz granicami ziarn

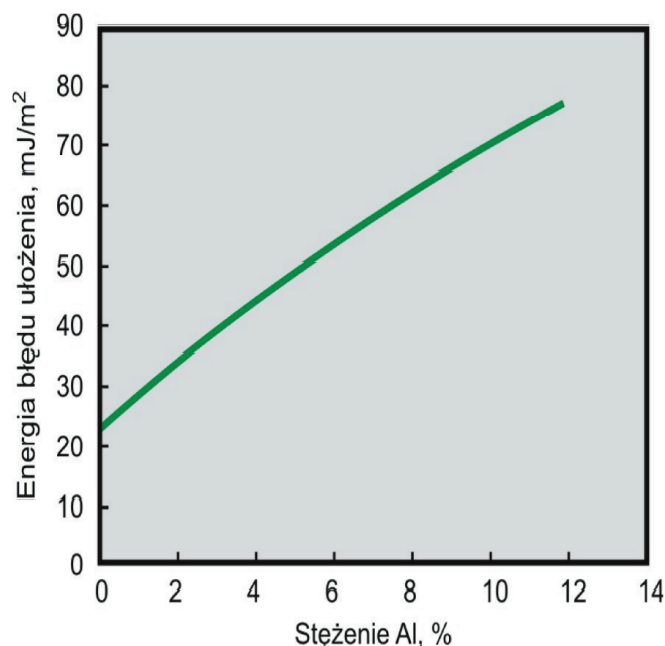


Rysunek 2.17. Udział objętościowy poszczególnych faz w trakcie odkształcenia plastycznego na zimno wysokomanganowych stali austenitycznych: a) stal X3MnAlSi25-3-3 w której występuje efekt TWIP, b) stal X2MnAlSi15-3-3 w której występuje efekt TRIP [41, 97, 117]

stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji. Stal w tym stanie wykazuje wytrzymałość R_m ok. 650 MPa i wydłużenie A do ok. 80% (rys. 2.11). Dalsze zwiększenie stężenia Mn nie wpływa już na zmianę własności plastycznych stali.

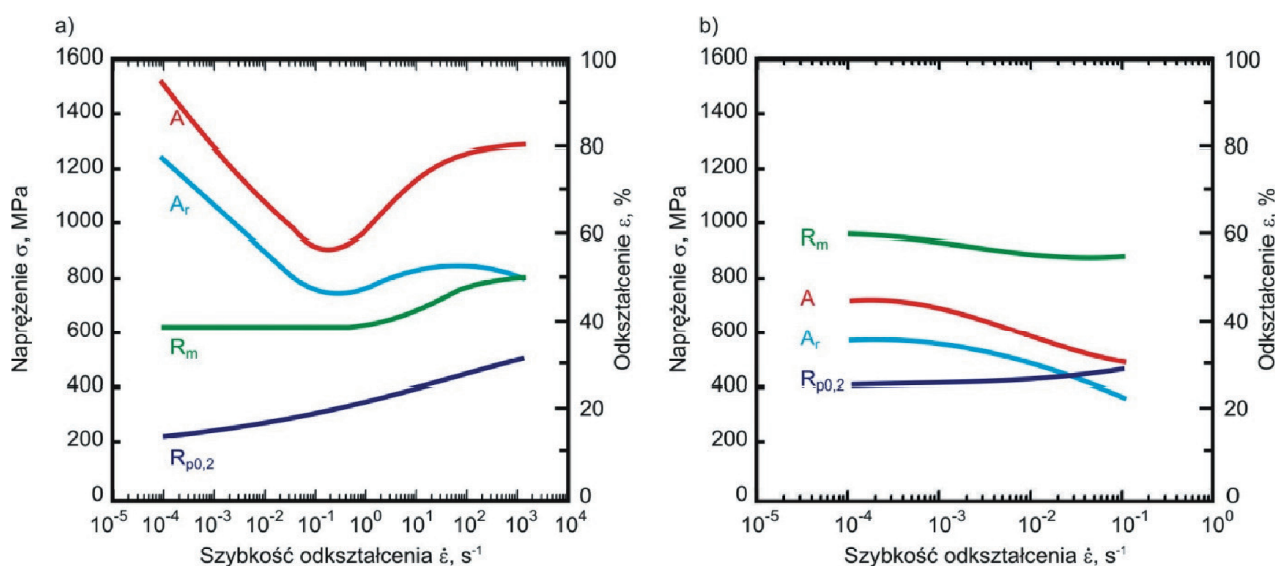
Przy stężeniu powyżej 25% Mn korzystnie oddziałują na własności stali równocześnie dodane 3% Al i 3% Si [97]. Oba te pierwiastki wpływają na umocnienie roztworowe stali. Dodatek Al wpływa jednak na zwiększenie energii EBU (rys. 2.18) i stabilność austenitu γ_{Al} , tłumiąc wobec tego przemianę martenzytyczną [98, 101, 123, 152]. Dodatek Si obniża natomiast energię EBU, wzmagając wzrost gęstości błędów ułożenia i sprzyjając w ten sposób aktywizacji przemiany martenzytycznej typu $\gamma_{Al} \rightarrow \epsilon_{A3}$ [89, 90, 97, 104, 131, 153].

Szybkość odkształcenia plastycznego, w przypadku stali typu TRIP (np. X2MnAlSi15-3-3), w których podczas odkształcenia plastycznego na zimno indukowana jest przemiana martenzytyczna, nie wpływa istotnie na wytrzymałość R_m i umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, natomiast powoduje obniżenie wydłużenia o 10-15% (rys. 2.19b). Rozciąganie z dużą szybkością odkształcenia plastycznego powoduje bowiem adiabatyczne nagrzewanie się próbki i wzrost energii EBU. W przypadku stali typu TWIP o plastyczności indukowanej przez bliźniakowanie (np. X3MnAlSi25-3-3) (rys. 2.19a) wzrost szybkości odkształcenia

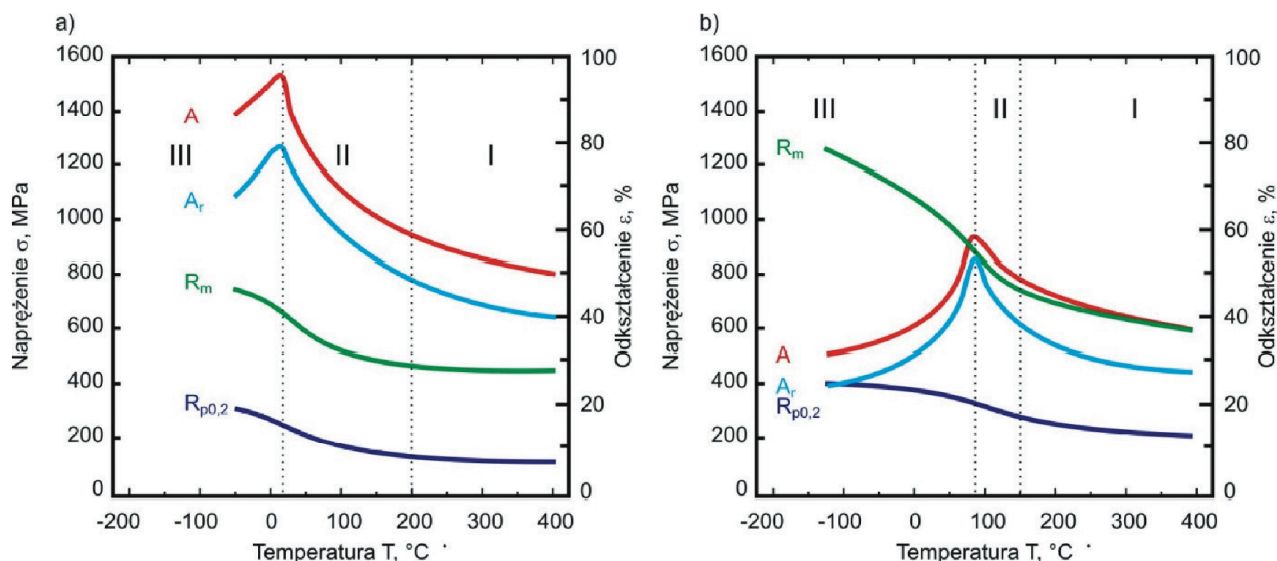


Rysunek 2.18. Wpływ aluminium na energię błędu ułożenia wysokomanganowych stali austenitycznych [41, 101]

plastycznego do 10^{-1} s^{-1} w stałej temperaturze wpływa na podwyższenie umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ z 250 do 450 MPa, wytrzymałości na rozciąganie R_m z 600 do 800 MPa, przy malejącym wydłużeniu A . Po osiągnięciu wartości minimalnej, dalszy wzrost szybkości odkształcenia plastycznego nie powoduje znaczących zmian wydłużenia. Dzięki intensywnemu



Rysunek 2.19. Wpływ szybkości odkształcenia plastycznego na własności mechaniczne R_m , $R_{p0,2}$, A i A_r wysokomanganowych stali austenitycznych: a) stal X3MnAlSi25-3-3, w której występuje efekt TWIP, b) stal X2MnAlSi15-3-3, w której występuje efekt TRIP [41, 118]



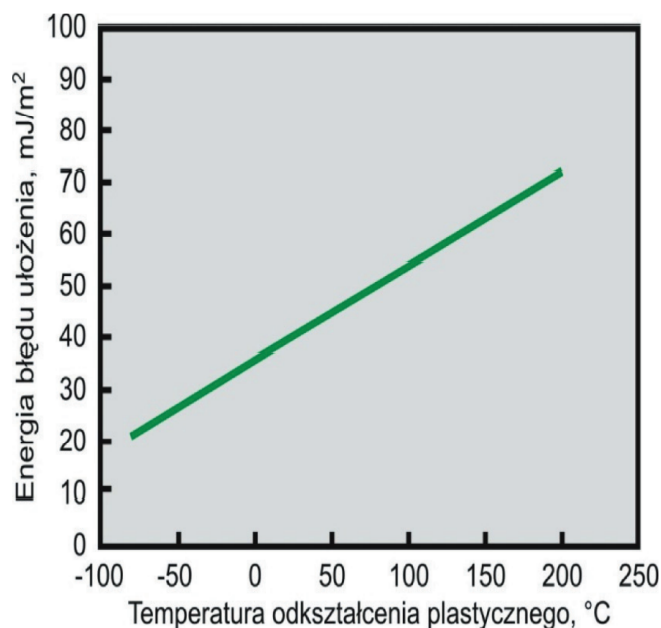
Rysunek 2.20. Wpływ temperatury odkształcenia plastycznego na własności mechaniczne R_m , $R_{p0.2}$, A i A_r wysokomanganowych stali austenitycznych: a) stal X3MnAlSi25-3-3 wykazująca efekt TWIP, b) stal X2MnAlSi15-3-3 wykazująca efekt TRIP [41, 140]

blizniakowaniu mechanicznemu, wydłużenie całkowite $A=80\%$, przy wytrzymałości $R_m=800$ MPa (rys. 2.19a) [90, 96-98, 117, 118, 131].

Temperatura odkształcenia plastycznego wywiera wpływ na własności mechaniczne wysokomanganowych stali austenitycznych (rys. 2.20), w wyniku wzrostu energii EBU austenitu wraz ze wzrostem temperatury odkształcenia plastycznego (rys. 2.21) [98, 135, 136, 154].

W przypadku stali typu TRIP (np. X2MnAlSi15-3-3), w których podczas odkształcenia plastycznego na zimno indukowana jest przemiana martenzytyczna, można wyszczególnić 3 zakresy temperaturowe [90, 96-98, 117, 118, 155] (rys. 2.20b):

- 150-400°C, w którym własności wytrzymałościowe i plastyczne nie ulegają zmianom, a odkształcenie plastyczne następuje w wyniku poślizgu dyslokacyjnego,
- 80-150°C, w którym w wyniku przemiany austenitu w martenzyt następuje znaczące zwiększenie własności wytrzymałościowych i plastycznych (wydłużenie wzrasta do 60%) oraz opóźnienie powstawania szyjki w rozciąganych próbkach,
- 80-100°C, w którym następuje wzrost własności wytrzymałościowych, przy znaczącym obniżeniu plastyczności stali (wydłużenie $A=30\%$), spowodowane zwiększeniem szybkości przemiany martenzytycznej indukowanej odkształceniem plastycznym i jej zakończeniem we wczesnym stadium odkształcenia plastycznego.

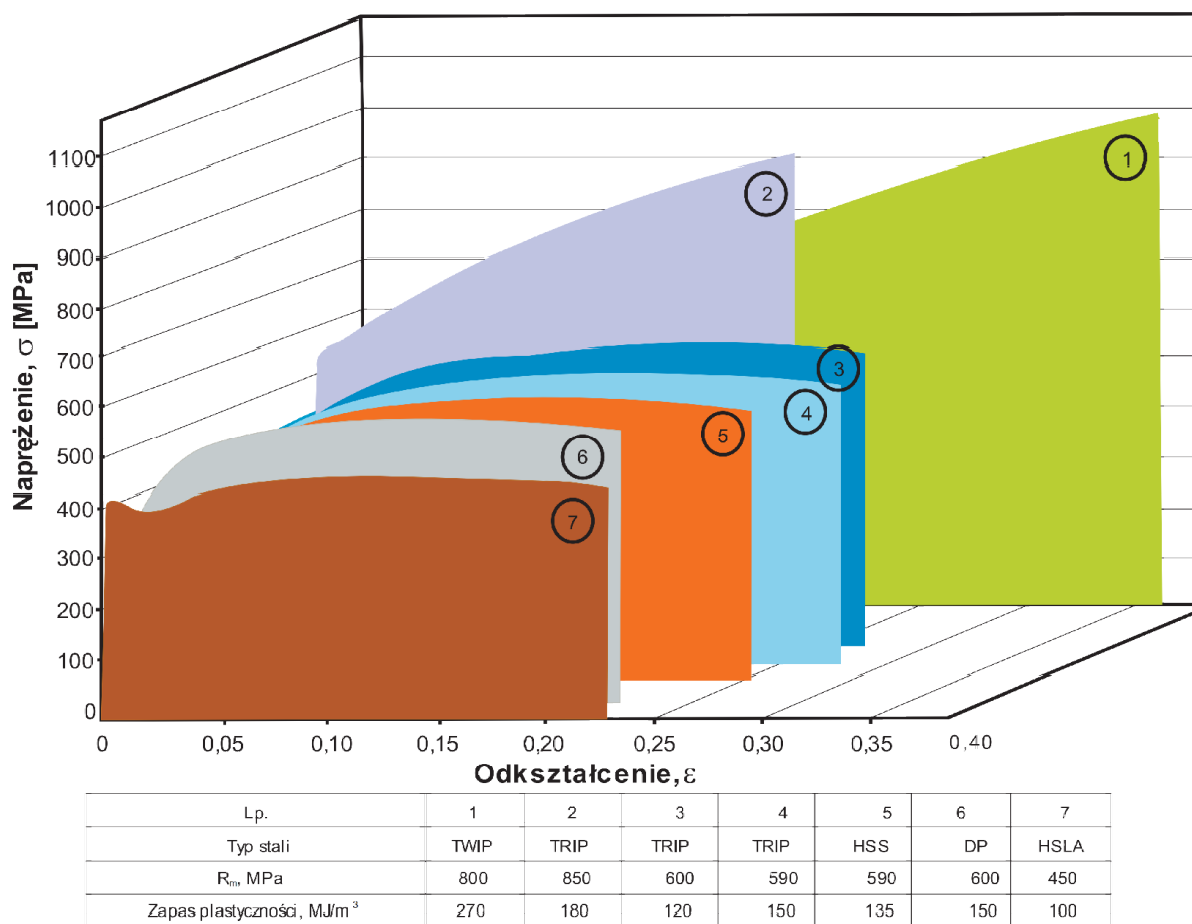


Rysunek 2.21. Wpływ temperatury odkształcenia plastycznego na energię błędu ułożenia wysokomanganowych stali austenitycznych [41, 98, 135]

W przypadku stali typu TWIP (np. X3MnAlSi25-3-3), w których podczas odkształcenia plastycznego na zimno przebiega bliźniakowanie mechaniczne, można z kolei wyszczególnić 2 zakresy temperaturowe [90, 97, 98, 104, 117, 118] (rys. 2.20a):

- 20-400°C, w którym wraz z obniżeniem temperatury odkształcenia plastycznego wzrasta wytrzymałość na rozciąganie R_m i umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$, a wydłużenie stali w temperaturze odkształcenia plastycznego 400°C $A=40-50\%$ i wraz z obniżeniem temperatury do ok. 20°C zwiększa się do $A=90\%$, dzięki intensywnemu bliźniakowaniu mechanicznemu; najkorzystniejsze własności stal osiąga w temperaturze odkształcenia plastycznego 20°C,
- poniżej 20°C, w którym udział bliźniaków odkształcenia istotnie rośnie, wpływając na zakończenie bliźniakowania we wczesnym stadium odkształcenia plastycznego i obniżenie plastyczności stali.

Przedstawiony przegląd piśmiennictwa wskazuje, że nowo opracowywane grupy stali wysokomanganowych o strukturze austenitycznej stanowią interesujący materiał badawczy. Własne, porównawcze i wstępne wyniki badań zapasu energii zużywanej na odkształcenie plastyczne na zimno (pole pod krzywą rozciągania dynamicznego) wskazują (rys. 2.22), że w istocie stale te wykazują pod tym względem własności bezkonkurencyjne, w porównaniu z jakimikolwiek innymi stalami stosowanymi dotychczas. Własne badania stwarzają zatem



Rysunek 2.22. Wyniki własnych badań porównawczych zapasu energii zużywanej na odkształcenie plastyczne na zimno (pole pod krzywą rozciągania dynamicznego) wskazujące na znacząco lepsze rezultaty badań własnej nowo opracowanej stali z innymi gatunkami

szansę na optymalizację własności wybranych spośród tych stali, zwłaszcza z myślą o ekstremalnych warunkach dynamicznego odkształcenia plastycznego, odpowiadających wypadkom i kolizjom drogowym, co z pewnością nie może nie interesować producentów, a zwłaszcza użytkowników samochodów, stawiających wysokie wymagania w zakresie biernego bezpieczeństwa pojazdów. Niezwykle interesujący zespół zjawisk strukturalnych zachodzących w tych stalach zarówno podczas procesów technologicznych odkształcenia plastycznego, jak i podczas prób laboratoryjnych symulujących ekstremalne warunki, występujące podczas wypadków lub kolizji drogowych, stanowią atrakcyjne wyzwanie dla eksplikacji zagadnień materiałoznawczych, towarzyszących tym procesom oraz niepowtarzalną sposobność udowodnienia własnego wkładu do rozwoju nauki w obszarze dyscypliny naukowej „Inżynieria materiałowa”. W kolejnych rozdziałach niniejszej pracy zaprezentowano zatem koncepcję badawczą oraz uzyskane wyniki badań wraz z ich dyskusją i wnioskami.