中 Mn 超高張力鋼の温間時不均一変形による高延性化機構の解明と実成形への展開

鳥取大学　工学部
教授　松野　崇
（2021 年度 重点研究開発助成 課題研究 AF-2021003-A3）

キーワード：超高張力鋼板，降伏伸び，温間変形

１．研究の目的と背景

近年，高強度・高延性鉄鋼材料の開発と普及により，自動車部材においては軽量化と衝突安全性の両立が達成されている．自動車の耐衝突部材は主として薄鋼板により構成されるが，より強度の高い材料に置換することでその厚みを減少させ，耐衝突性能を向上させつつ軽量化を実現することが可能となる．

高張力鋼板は強度が高い分だけ延性に乏しく，そのプレス成形において割れが問題となってきた．これを受け，まずは Dual Phase 鋼のような第 2 世代高張力鋼と呼ばれる高延性高張力鋼が普及し始め，現段階において自動車用高張力鋼の主力となっている．さらには Transformation Induced Plasticity(TRIP)効果による加工硬化を活用した TRIP 鋼が開発され，1GPa 程度の引張強度クラスの鋼材にであっても 20%以上の伸び量が確保される．これらは第 3 世代として様々な組織形態が入り混じった複合組織鋼へ進化し，現在はポスト第 3 世代高張力鋼材が各鉄鋼会社から提案されつつある．

TRIP 型中 Mn 鋼はその中の 1 つとなる．その強度に対して極めて高い伸びを示し，ポスト第 3 世代の有力な候補として挙げられる．近年ではその特性について多数の報告が見られる．一方で，これまでの鋼材とは異なる特異な変形挙動を示すことがあり，加工条件の決定には慎重を期さなければならない．

その中で筆者が着目した点は温間変形特性である．一般的な鋼材では，加工硬化の顕著な変化は数百度の温度で発生する．延性を向上させようと加熱成形するに際しては，多大なタクトタイムを要し，加えて表面に生成したスケールを除去する後処理が必要である．しかしながら，TRIP 効果を示す鋼は約 200℃までの温間域において顕著に加工硬化率が変化し，これに伴って延性が劇的に変化する [1]．100-200℃の温間領域では，上述のような加熱成形に伴う手間はかからない．

ただし，高延性中 Mn 鋼では流動応力一定での伸び（降伏伸び，または Lüders 変形）を伴う [2]．中 Mn 鋼では時に Lüders 変形によって引張試験時の伸び量評価値が 10%程度も底上げされるが，大きな Lüders 変形はストレッチマークやしわなどのプレス成形中の欠陥の原因となる．したがって，温間域での Lüders 変形挙動を把握し，有限要素(FE)シミュレーション(FEM)によってこれらの不良を予防することが中 Mn 鋼の温間成形に際して重要となる．しかしながら，よく知られるように， Lüders 変形には Lüders 帯伝播が観察され，これによる不均一変形のために正確な加工硬化挙動を測定できない．

そこで，本研究ではリアルタイム直径測定を伴う小型丸棒引張試験片を用いて温間時の局所加工硬化を測定した．この小型丸棒引張試験片は，2.0mm 厚の中 Mn 鋼板から切り出したものである．局所加工硬化を測定することで，Lüders バンド伝播の影響を廃した真の加工硬化特性が明らかとした．本知見は温間成形 FEM に活用可能な材料特性として用いることが可能である．

なお，本成果は日本塑性加工学会発行の論文誌，「塑性と加工」の記事として発表されており [3]，本稿はその内容に沿ったものとなる．図表等は当該論文の転載となる．

２．実験方法

２・１　供試鋼

5%（質量割合）の Mn を含む TRIP 型の中 Mn 鋼板 2mm 厚を試料として用いた．他の成分は，0.09%C，0.04% Si，5% Mn，0.024% Al である．最大引張強度は 880MPa であり，伸びは 28%となる．図 1 に JIS13B 板材引張試験により計測した公称応力・歪み線図を示す．700MPa 程度の初期降伏応力であるが，初期降伏時からの Lüders 変形が 10%近く続く点が特徴的である．これによって伸びが底上げされており，800MPa を超える強度クラスにもかかわらず一様伸びが 25%を超えている．

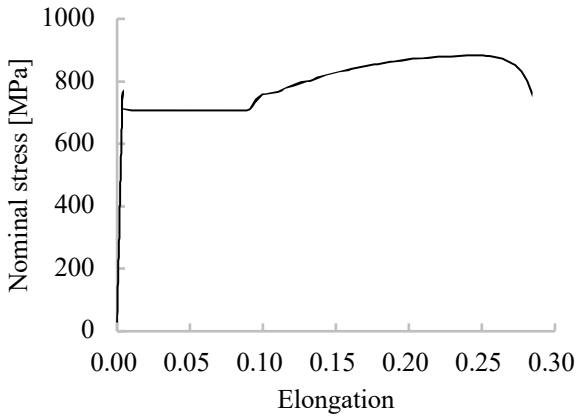
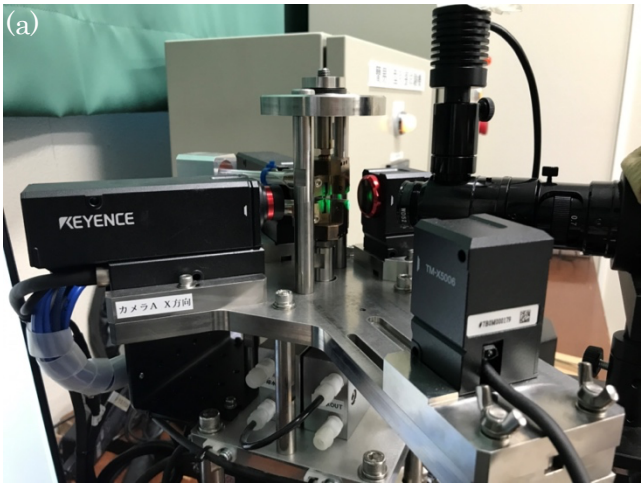


図 1　供試鋼の応力・歪み線図

2・2　形状測定式温間引張試験機

図 2 に本稿の実験に用いた温間引張試験機を示す. この試験機は図 2(b)に模式図を示すように, デジタルマイクロメーター(Keyence TM-X5006)によって 2 方向から丸棒引張試験片直径をリアルタイムにて計測する. 自動的に最小直径部を検出して計測する仕様となっている. さらには斜め 45 度方向に CCD カメラを有しており, 変形途中の試験片表面を撮影することが可能となっている.

試験片は図 3(a)のごとく平行部直径 1mm の小型丸棒引張試験片である. この試験片は薄鋼板より切り出せるように設計されたものであり, これまでに 1.2mm 厚の超高張力鋼板から切り出したもので大変形域の応力･歪み曲線を評価した実績がある [4]. 本稿では供試鋼 2mm 厚より切り出した. この試験片を図 3(b)のようにヒーター付きの保持部に引っ掛けるようにして設置する. ヒーターによって 300℃を上限に保持部が加熱され, 上下の保持部双方の温度が狙い値となった後に引張試験が開始される. 試験温度は室温, 50℃, 75℃, 100℃, 200℃の 5 条件とした.



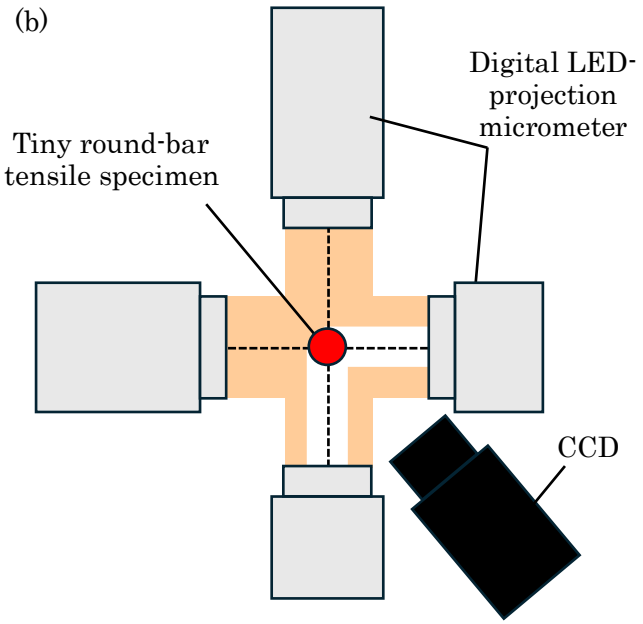


図 2　引張試験機. (a)外観, (b)上面から見た模式図.

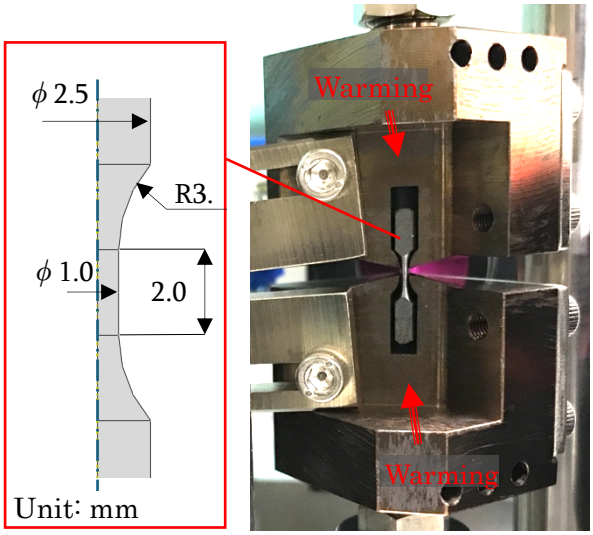


図 3　小型丸棒試験片. (a)寸法図, (b)実際に試験機に設置した様子.

計測された直径を用いた応力と歪みの算出方法は以下の通りである. ここで, 試験片の初期の直径をD_0, 2 方向の直径をそれぞれD_a, D_b, 計測された荷重をFとした.

最初に公称応力σ_nと真応力σ_tであるが, これは定義通りに,

$$\sigma_n = \frac{4F}{\pi D_0^2} \qquad (1)$$

$$\sigma_t = \frac{4F}{\pi D_a D_b} \qquad (2)$$

である.

この試験では伸びを計測していないので公称歪みを直接求めることができない. 代わりに, 直径変化から断面減少率を求める. 変形部の体積一定条件（伸びた分だけ細くなる）のもとに以下の断面減少率ρが真ひずみにほぼ等価となる.

$$\rho = \ln\left(\frac{D_0{}^2}{D_a D_b}\right) \qquad (3)$$

3．結果

図 4 に計測された公称応力σ_nと断面減少率ρの曲線を示す. 室温はおよそ 25℃程度であったが, 室温から 100℃の温度域にかけて劇的に引張強度が変化していることが分かる. 室温において 930MPa の引張強度であるが, 50℃にて 890MPa, 75℃にて 820MPa, 100℃にて 720MPa まで引張強度が低下した. 200℃では 680MPa である. 75℃から 100℃にかけての引張強度の低下が顕著であるが, 100℃という熱湯をかける程度の温度にて 1 グレード強度クラスが低下する点は興味深い. 一方で, 200℃を除いて初期降伏応力はほぼ同じである.

ピーク荷重をとるρの値は 75℃までに向上し，100℃では室温と同程度まで低下する．200℃においても室温と同等である．この値は一様伸びに相当するため，温間による伸びの向上効果は 75℃までとなる．

また，図 5 に$\rho = 0.2$までの真応力σ_tを示すが，100℃までの条件では曲線が重なっている．ここで 100℃まではどの条件においても$\sigma_t = 720$ MPa 程度にて非常に加工硬化率の低い領域（プラトー領域）があり，これは$\rho \leq 0.07$程度となっている．プラトー領域以降の加工硬化率は温度によって劇的に異なる．200℃の条件では 650 MPa 程度まで初期降伏応力が低下するが，プラトー領域はやはり$\rho \leq 0.07$ 程度である．プラトー領域以降の加工硬化率は低く，プラトー領域との区別が難しい．

上記の結果は，Lüders 帯伝播の影響を受けない，局所的な加工硬化挙動である点に着目されたい．なお，CCD カメラの画像からは板材引張試験のような Lüders 帯は観測されなかった．しかしながら，Digital Image Correlation(DIC)による解析では降伏開始時における試験片保持部からの塑性歪み伝播が観測されている（図 6）．

4．考察

図 4 から明らかなように，供試鋼の局所加工硬化は 100℃までの範囲で極めて顕著な温度依存性を示した．図 5 は，室温から 100℃までのすべての条件において応力プラトー領域が同一であることを示している．これらの結果および体心立方格子の鉄鋼材において約 400℃までは引張強度の著しい低下がないとの報告 [1]を考慮すると，その後の急峻な加工硬化の第二段階は TRIP 効果に起因すると考えられる．100℃でこの急峻な加工硬化が見られなかったことは，TRIP 効果のない加工硬化曲線が計測されたことを示している．200℃では，TRIP 効果の減少だけでなく材料自体の熱軟化 [5]によって全体的な流動応力が低下したものであろう．

TRIP 効果による加工硬化は塑性不安定を抑制し，高い伸びに寄与することが知られる．それにもかかわらず，TRIP 効果の有無に関係なく室温と 100℃の条件でほぼ同等の一様伸びを示す点は興味深い．本研究結果から，温度を加えることで TRIP 効果を抑制し，変形量に対して TRIP をより長く継続させることで材料の延性を最大限に発揮できることが明らかとなった．

図 6 からも分かるように，TRIP 型中 Mn 鋼の変形は Lüders 帯により不均一である．よって，従来の伸び計測をもとにした引張試験では正しい引張特性が得られない．実際，図 1 の JIS13B 試験片による応力・歪み線図は図 5 の形状測定式のものと若干異なる．形状測定式引張試験による結果は FEM への入力として，より正確なプレス成形の結果を与えてくれることが期待される．ここから必要な延性が見積もられ，所望の温度条件を導くことができるものと考える．

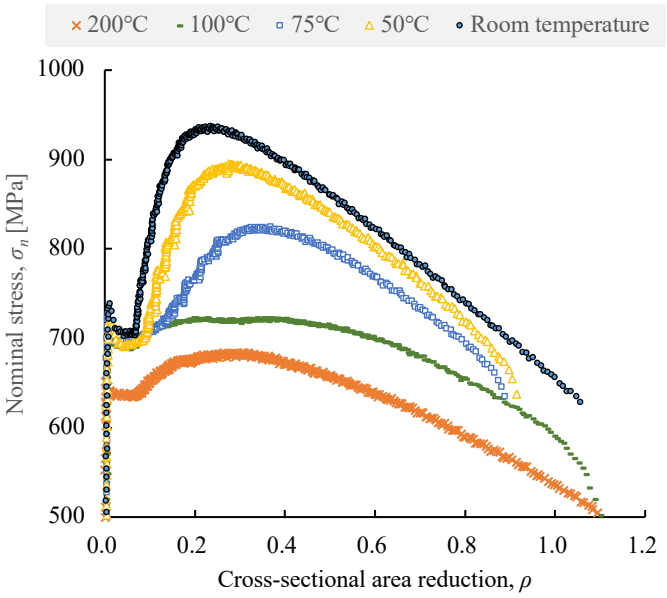


図 4　公称応力・断面減少率曲線

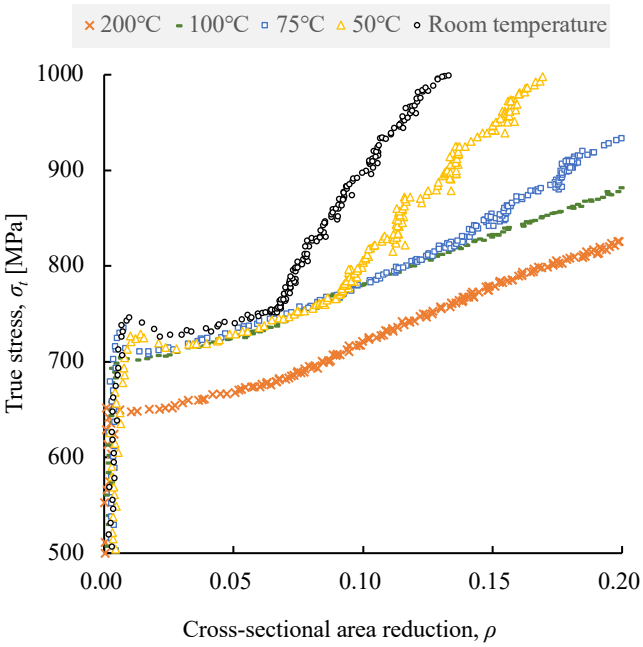


図 5　低歪み域における真応力・断面減少率曲線

他方，温間にて Lüders 変形量が同じであるとの結果は想定外であった．学会発表されていないが，温度を加えることで Lüders 変形量が増すとの結果が報告されていたためである．このような温間域の Lüders 変形量増加は明らかに Lüders 帯伝播の違いによるものである．TRIP 効果による加工硬化率向上が小さいほど，ブロードな Lüders 帯となり，伸びが増す．局所的な Lüders 変形量の不変性は今回の形状測定式引張試験により初めて明らかとなった事実である．図 5 の加工硬化曲線と FEM を使えば成形品

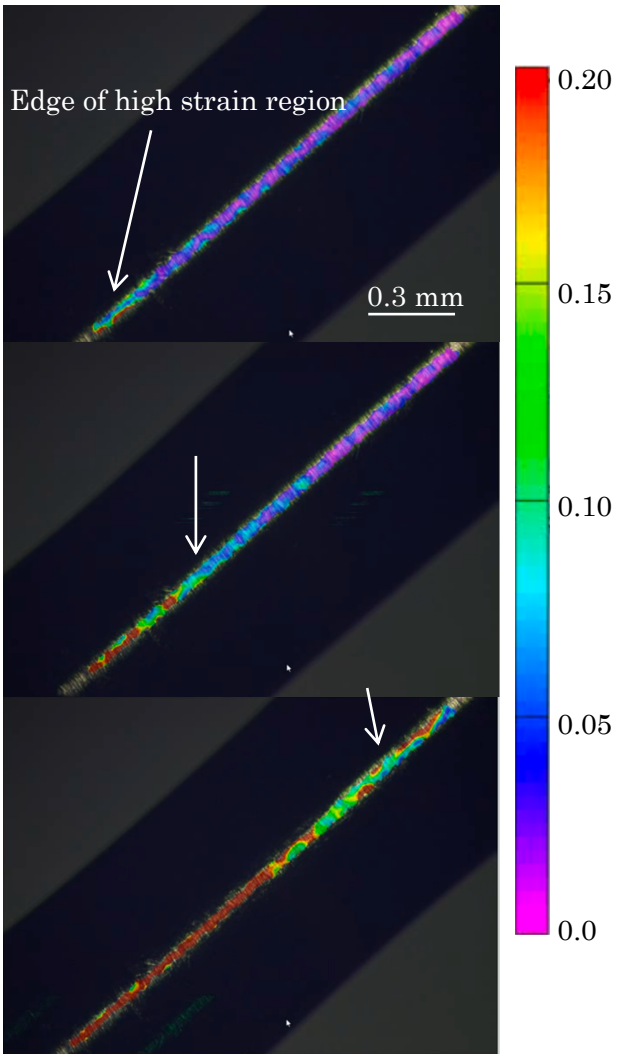


図 6　試験片表面の塑性歪み伝播（DIC 計測）

ごとの Lüders 変形量を予測することができ，Lüders 変形に伴うストレッチマークの程度を把握することも可能である．

最後に局所延性について示しておく．各温度域において引張破断した試験片に対して図 7 のような破面観察を行い，画像から破面の面積を算出した．式(3)と同様の考え方で，

$$\bar{\varepsilon}_f = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \qquad (4)$$

として破断歪み$\bar{\varepsilon}_f$を求めた．その結果を図 8 に示す．明らかに 75℃まで$\bar{\varepsilon}_f$は低下し，100℃，200℃において室温と同等または向上している．一様伸びとほぼ逆の傾向である点は興味深い．薄板成形において$\bar{\varepsilon}_f$は穴広げ性と相関があるが，伸び・穴広げバランスともされた逆相関の関係が温間引張特性においても成り立っている．

この原因は定かではないが，TRIP 効果がより大きな変形量まで継続することによる，内部の微視的な変形不均一に起因することが考えられる．温間成形をする点で，注意をするべき知見として捉えられたい．

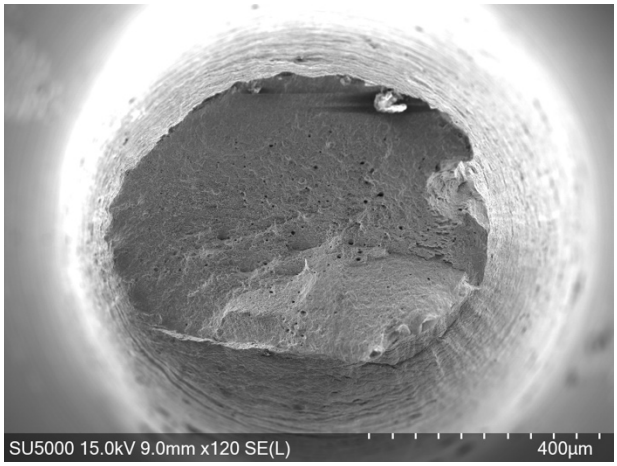


図 7　中 Mn 鋼小型丸棒引張試験後の破面

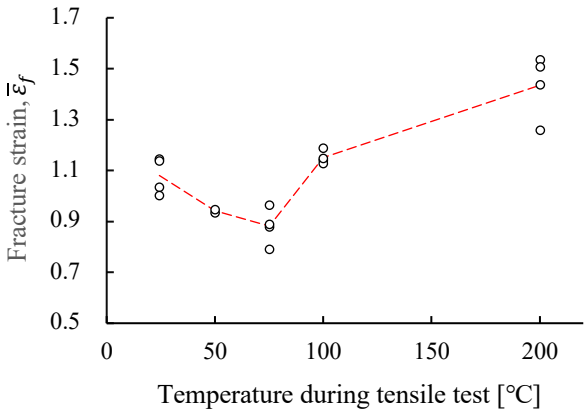


図 8　各温度における破断歪み

以上のように，TRIP 型中 Mn 鋼の強い温度依存性が明らかとなった．加工発熱を考慮すると扱いにくい材料であるとも言えるが，反面 100℃までの温度域は制御もしやすく，加工中の動的な温度調整によって単純な引張試験結果以上の高延性を発揮する可能性も秘めている．今後も引き続き調査，利用方法開発を実施したい．

５．結言

本研究では TRIP 型中 Mn 鋼の温間局所加工硬化挙動を調査した．形状測定式温間小型丸棒引張試験機を新たに立ち上げることで，実施できたものである．得られた成果・知見は以下の通りである．

1) 100℃までの低い加熱温度において 200MPa 以上も引張強度は低下する．また，一様伸び量は 75℃程度においてピークとなり，100℃では室温と同程度となる．
2) 加熱をしても Lüders 変形量は変わらない．これは局所加工効果特有の知見であり，後続の加工硬化率の違いによって試験片全体の伸びは変化することが考えられる．局所加工硬化特性を FEM に入力することで，Lüders 変形と後続の加工硬化が及ぼす成形性への影響を解析することができる．

3) 100℃までにおいて，引張特性における温度依存性はTRIP 効果のみによって定まる．大きな変形量までTRIP 効果が継続した場合に一様伸びは増す.

4) 一様伸びとは異なり，破断歪みは 75℃において下限となった．微視的な変形不均一が原因であると思われる.

謝　辞

本研究成果は天田財団の重点研究課題助成を得てなされたものであり，その助成金は形状測定式温間引張試験機の製作に主として用いられた.

この報告の元になった「塑性と加工」の記事のほか，室温での引張挙動の調査結果は日本鉄鋼協会の「ISIJ International」にも掲載をされた [6]．また，電子顕微鏡内での曲げも実施しており，助成期間は終わったものの，今後も多数の成果を公表できる予定である．塑性加工分野におけるこのような多大な助成制度に敬意を示すとともに，当方の研究課題を採択いただいたことに厚く感謝を申し上げたい.

参考文献

1) Sugimoto, K.-i., Tanino, H. and Kobayashi, J.: Warm ductility of 0.2% C–1.5% Si–5% Mn TRIP-aided steel, Mater. Sci. Eng. Ser. A, **688**(2017), 237.

2) Koyama, M., Yamashita, T., Morooka, S., Yang, Z., Varanasi, R. S., Hojo, T., Kawasaki, T. and Harjo, S.: Hierarchical deformation heterogeneity during Lüders band propagation in an Fe-5Mn-0.1C medium Mn steel clarified through in situ scanning electron microscopy, ISIJ Int., **62**-10(2022), 2043.

3) Matsuno, T., Yamazaki, Y., Matsubara, S., Eguchi, J., Shimizu, K., Koyama, M., Okitsu, Y., Tsuchiyama, T., Local work-hardening and Lüders deformation invariance in TRIP-aided medium-Mn high-strength steel: Significant TRIP effect changes in the warm temperature range up to 200℃, *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, **66** (2025), 61.

4) Matsuno, T., Kondo, D., Hama, T., Naito, T., Okitsu, Y., Hayashi, S. and Takada, K.: Flow stress curves for 980MPa- and 1.5GPa-class ultra-high-strength steel sheets weakened under high-stress triaxiality, Int. J. Mech. Sci., **261**(2024),108671.

5) Mori, K., Maki, S., Tanaka, Y.: Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets using resistance heating, CIRP Ann., **54**-1 (2005), 209.

6) Matsuno, T.， Furukawa, K., Okitsu, Y., Koyama, M., Tsuchiyama, T.: Local yield stress and its unusual independence on multi-axial stress states during Lüders deformation of medium-Mn, high-strength steel, *ISIJ International*, **64**-5(2024), 859.