

Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen

Johann Angeli¹, Albert C. Kneissl², Elisabeth Füreder¹

¹Metallkundliche Analytik & Oberflächenanalytik, voestalpine Stahl GmbH, Linz, Austria

²Department Metallkunde u. Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, Austria

1. Einleitung

Die Gruppe der niedriglegierten Mehrphasenstähle weist gegenüber konventionellen kaltverformbaren Stählen eine deutlich überlegene Kombination von Festigkeit und Duktilität auf [1,2]. Mit dieser neuen Entwicklungsrichtung kann Stahl vor allem seine Position in der Automobilindustrie als Konstruktionswerkstoff für den Leichtbau weiter ausbauen [3]. Unter Mehrphasenstählen werden in der vorliegenden Arbeit die beiden Klassen der Dual-Phase (DP)- und der Transformation Induced Plasticity (TRIP)-Stähle verstanden.

Die Entwicklung und Einführung dieser neuen Stähle mit Mikrostrukturen von zumindest zwei Phasen bringt auch im Bereich der metallkundlichen Gefügebeschreibung eine neue Herausforderung. Die Mikrostruktur dieser Mehrphasenstähle unterscheidet sich wesentlich von den vorwiegend einphasigen Gefügestrukturen der konventionellen, gut verformbaren niedriglegierten Stähle. Ähnlich dem Prinzip von Verbundwerkstoffen bestimmen Menge und Anordnung von (harten) Zweit-Phasen wie Martensit, Bainit und Austenit in einer weichen ferritischen Matrix das Eigenschaftsprofil der Mehrphasenstähle.

Um Zusammenhänge der Herstellparameter bzw. der Material-Eigenschaften mit der Gefügeausbildung ermitteln zu können, ist eine umfangreiche Gefügecharakterisierung notwendig. Diese benötigt vor allem eine

- abgesicherte qualitative Phasenidentifikation der Mehrphasenstähle.

Die vorliegende Arbeit konzentriert sich daher auf die metallographische Phasenidentifikation der angesprochenen Zweitphasen mittels selektiver Abtragsätzung und Farbniederschlagsätzung. Anhand der diskutierten ätztechnischen Grundlagen und der praktischen Erkenntnisse soll ein Beitrag zur Interpretation und damit zur Absicherung der qualitativen Phasenidentifikation von DP- und TRIP-Stählen geleistet werden.

2. Experimentelles

2.1 Probenmaterial

Niedrig legierte TRIP-Stähle werden einer interkritischen Glühung in einem Temperaturbereich von etwa 800°-900°C unterzogen, mit anschließender schneller Abkühlung und isothermer Glühung bei 300°-500°C, gefolgt von einer Kühlung auf Raumtemperatur.

Dual-Phasen-Stähle werden in ähnlichen Temperaturbereichen interkritisch gegläht und anschließend schnell abgekühlt. Unterhalb der Martensit-Starttemperatur wird eine Haltestufe

eingelegt, wobei sich der Austenit in Martensit umwandelt. Anschließend erfolgt die Abkühlung auf Raumtemperatur.

Das Gefüge der Dual-Phasen-Stähle besteht üblicherweise aus kleinen Martensitinseln mit einem Volumenanteil von ca. 5-30%, eingebettet in einer ferritischen Matrix. TRIP-Stähle zeigen eine ferritische Matrix mit Bainit (ca. 25-40%) und Restaustenitanteilen von etwa 5-15 Vol-%.

Die metallographischen Untersuchungen wurden exemplarisch jeweils an einem DP- und einem TRIP-Stahl (Laborvarianten) durchgeführt (**Tabelle 1**).

Tabelle 1: Probenmaterial – chemische Zusammensetzung in Masse-Prozent (m-%)

Probenvariante	C	Si	Mn	Cr+Mo
Dual-Phase (DP)	0.10	~ 0.15	1.2 – 1.6	~ 0.80
Probenvariante	C	Si+Al	Mn	
TRIP	0.20	~ 1.50	~ 1.50	

2.2 Grundlagen der Phasenätzung

2.2.1 Phasenätzung durch selektive Auflösung

Hat eine blanke, deckschichtfreie Schliffoberfläche Kontakt mit einer Elektrolytlösung (z.B. Salpeter- oder Pikrin-Säure), können Metallionen direkt in die Lösung übergehen. Man spricht von aktiver Auflösung bzw. in der Ätztechnik vom „Anätzen“ des Materials [4]. Diese Anätzung ist abhängig von chemischen Zusammensetzung der einzelnen Phasen im Gefüge.

Die Auflösung der Metalle wird auch durch die kristallinen Struktur der Oberfläche bestimmt. Verantwortlich für dieses Phänomen ist die kristallographische Orientierung der Kristallite [5]. Defektstrukturen wie Subkorngrenzen, Ausscheidungen, Versetzungen, u.a.m. beeinflussen ebenfalls den mikroskopischen Materialabtrag [6].

2.2.2 Kontrastierung durch Niederschlagsbildung

Chemisch reaktive Lösungen verursachen in Kontakt mit Metalloberflächen einen Abtrag, der durch Polarisation verzögert wird. Wenn die reaktive Lösung so ausgewählt wird, dass das erzeugte Reaktionsprodukt nicht von der Metalloberfläche gelöst wird, ist es möglich einen stabilen Niederschlag zu erreichen. Wird dieses chemische System auf mikroskopische Dimensionen angewendet, so ist es möglich, unterschiedliche Gefügebestandteile durch deren Niederschlag und die dadurch hervorgerufenen Interferenzfarben oder durch unterschiedliche Reflexion zu kontrastieren.

In der Praxis werden unterschiedliche Versionen dieser Niederschlagsätzung angeführt. Klemm [5,7,8] schlägt die Verwendung einer gesättigten Lösung von Na-Thiosulfat und Na-Metabisulfit vor. Lösungen dieses Typs färben die anodischen Bereiche des Gefüges durch Ausbildung eines Niederschlages. LePera berichtet über eine abgewandelte Lösung mit Natriummetabisulfit und Pirkinsäure [10].

Die Reduktion einer Molybdat-Lösung an mikroskopischen Kathodenbereichen erzeugt hingegen einen Niederschlag eines komplexen Molybdat-Films, dessen Färbung von der Reduktionskraft des kathodischen Gefügebestandteils und von der Filmdicke abhängt [7].

Ferritische Bereiche bleiben daher weiß-gelb, die kathodischen Bestandteile färben von rot-blauviolett bis braun.

Die Farbwirkung der Niederschlagsätzung hängt vorwiegend von der Schichtdicke ab. Entsprechend dieser Dicke sind folgende Färbungen von Gelb (ca. 45 nm) über Rot (ca. 55nm), Violett (ca. 60 nm), Blau (ca. 70 nm) und Braun (größer 70 nm) erwartbar.

2.3 Durchführung der Ätzversuche

2.3.1 Probenpräparation

Die Proben wurden mechanisch mit Schleifpapier unter Wasserkühlung vorgeschliffen. Anschliessend wurde mit Tonerde und Diamantspray bis zu einer Körnung von 1µm endpoliert. Die Ätzversuche wurden mit den in **Tabelle 2** angegebenen Ätzlösungen durchgeführt.

2.3.2 Anwendung verschiedener Ätzmittel

Tabelle 2: verschiedene Ätzmittel zur Phasenkontrastierung von Mehrphasenstählen

Ätzmittel	Lösung	Ätzprinzip
Selektive Phasenätzung		
Nital	5ml konzentrierte Salpetersäure mit 95ml Ethanol	Selektive Phasenätzung
Pikral	4% Pikrinsäure in Ethanol	Selektive Phasenätzung
Farbniederschlagsätzung		
LePera [10]	Stammlösungen (i) 1% Na-Metabisulfit in H ₂ O-dest. (ii) 4% Pikrinsäure in Ethanol Lösung von 50%(i)+50%(ii) frisch angesetzt;	Niederschlagsätzung für anodische Bereiche
Klemm [5,7,8]	Stamm-Lösung: 1000g Na-thiosulfat in 300ml entmineralisiertem H ₂ O; Ätzlösung: 2g Kaliummetabisulfit in 100 ml Stammlösung, unmittelbar vor dem Ätzen angesetzt;	Niederschlagsätzung für anodische Bereiche
Mo-Säure [9]	5ml Flußsäure mit 95ml destilliertem Wasser; gesättigte Lösung mit MoO ₃ -Pulver	Niederschlagsätzung für kathodische Bereiche

3. Ergebnisse

3.1 Modellüberlegungen zur Phasenkontrastierung

3.1.1 Selektive Auflösung der Phasen und Gefügebestandteile

Aus der Elektrochemie ist bekannt, dass bei niedriglegiertem Stahl die Legierungselemente den flächenbezogenen Materialabtrag und damit die Abtragsgeschwindigkeit beeinflussen.


Umgelegt auf den mikroskopischen Ätzangriff heißt dies, dass in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung der Gefügebestandteile Unterschiede im Auflösungs- und damit im Abtragsverhalten gegeben sind.

Das Bestreben der Metalle in Lösung zu gehen hängt von deren Stellung in der elektrochemischen Spannungsreihe und damit von deren Potenzialdifferenz ab. Dies gilt auch für chemisch unterschiedlich zusammengesetzte Phasen, die ebenfalls Potenzialdifferenzen aufbauen.

Anhand der elektrochemischen Standard-Potenziale und der chemischen Zusammensetzung wurde eine Abschätzung zur Potenzialdifferenz zwischen Ferrit, Bainit und Martensit/Restaustenit versucht. Dies soll einen Aufschluss über das Lösungsverhalten der einzelnen Phasen in den Mehrphasenstählen geben. Die Berechnung der Potenziale der Gefügebestandteile für **Tabelle 3** wurde über Linearkombination der Standardpotenziale und der chemischen Zusammensetzung durchgeführt.

Die Annahmen von 0.40 Ma-% C und 1.00 Ma-%C im Martensit/Restaustenit (RA) bzw. 0.20 Ma-%C für bainitischen Ferrit beruhen auf Literaturhinweisen [11]. Für Ferrit ist die maximale Löslichkeitsgrenze mit 0.02 Ma-% gut bekannt.

Tabelle 3: Errechnete Potenzialdifferenzen der Gefügebestandteile zu Ferrit

	Ferrit (0.02%C)	Bainit (0.2%C)	Martensit/RA* (0.4% C)	Martensit/RA* (1.0%C)	Zementit (6.67% C)
Pot.-Diff.:	0	+1.6 mV	+3.5 mV	+8.9 mV	+75.3 mV
	anodisch  kathodisch				
* für Martensit und Restaustenit wurde dieselbe Zusammensetzung angenommen					

Es kann mit dieser Berechnung der Potenziale gezeigt werden, dass der C-Gehalt der einzelnen Phasen die Potenzialdifferenz zum Ferrit dominiert. C-reiche Phasen sind edler. Mögliche chemische Unterschiede der Stahlbegleitelemente in Abhängigkeit der Phasen wurden bei dieser Betrachtung vernachlässigt.

Es ergibt sich somit eine qualitative Reihenfolge bezüglich Stärke des Abtrags der Gefügebestandteile: Ferrit – bainitischer Ferrit – Martensit/Restaustenit – Karbide/Zementit .

Eine Lokalelementbildung ist jedoch nicht nur auf örtlich unterschiedliche chemische Zusammensetzung zurückzuführen. Sie kann auch aufgrund physikalischer Einflüsse bzw. aus

chemisch-physikalischen Mischeinflüssen entstehen. So sind Korngrenzen, Zwillingsausbildung, Subkorngrenzen, Phasengrenzen, Ausscheidungen, Versetzungen, etc. Störstellen des regelmäßigen Gitteraufbaues und ermöglichen daher durch die schwächere Bindung der Atome einen leichteren Ätzabtrag als „ungestörte“ Bereiche im Korninneren. Hier unterscheidet sich Martensit von Restaustenit, da Martensit sehr starke Gitterstörungen (Subkorngrenzen, Zwillingsbildung, innere Spannungen, etc.) aufweist und damit (bei gleichem C-Gehalt) etwas unedler als Austenit sein müßte.

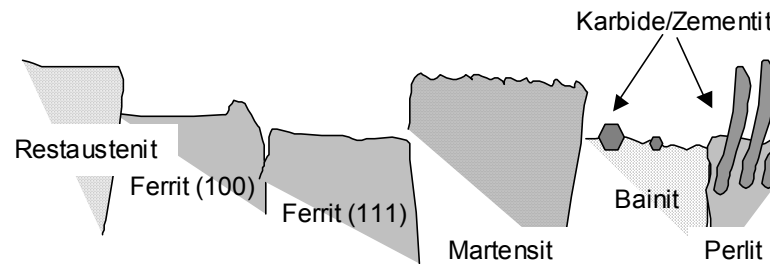


Abbildung 1: Modell der selektiven Phasenätzung an Mehrphasenstählen

Entsprechend der aufgezeigten Grundlagen und Überlegungen zum Ätzverhalten der unterschiedlichen Phasen in Mehrphasenstählen kann folgendes Modell zum selektiven Ätzabtrag entworfen werden (**Abb. 1**) – Reihung vom geringsten bis zum stärksten Materialabtrag (edel bis unedel):

- Austenit: geringer bis kein Abtrag, daher eher glatte Oberflächenmorphologie erwartbar;
- Martensit: geringer Abtrag, sehr ähnlich wie bei Austenit; leichter Abtrag mit einer Ätzstruktur erwartbar; Ätzangriff auch eine Funktion vom C-Gehalt im Martensit
- angelassener Martensit: Verhalten zwischen Martensit und Bainit
- Bainit: Abtrag wie Ferrit, relativ stark; karbidische Ausscheidungen sollten erhaben bleiben; Gefahr des Herauslösen der Ausscheidungen und damit des Verlorengehens
- Ferrit: stärkster Abtrag; starke Abhängigkeit von Kornorientierung; Korngrenzenstruktur gut ersichtlich; in Abhängigkeit der Kornorientierung leichte Struktur;

3.1.2 Niederschlagsbildung in Abhängigkeit der Phasenausbildung

Entsprechend den angeführten Reaktionsmechanismen bildet sich ein dünner Niederschlagsfilm (ein Sulfid-Film bei Klemm und LePera bzw. ein Molybdät-Film bei Mo-Säure) entweder auf den anodischen oder kathodischen Bereichen der Gefügebereiche.

Als Anode dient der Ferrit und als Kathode die Martensit/Restaustenitbereiche (**Abbildung 2**). Bainit mit seinem bainitischen Ferrit liegt im Potenzial dazwischen. Der Bainit in TRIP-Stählen ist atypisch und besteht meist aus karbidfreiem bainitischen Ferrit, mit eingelagerten Inseln von Martensit bzw. Restaustenit.

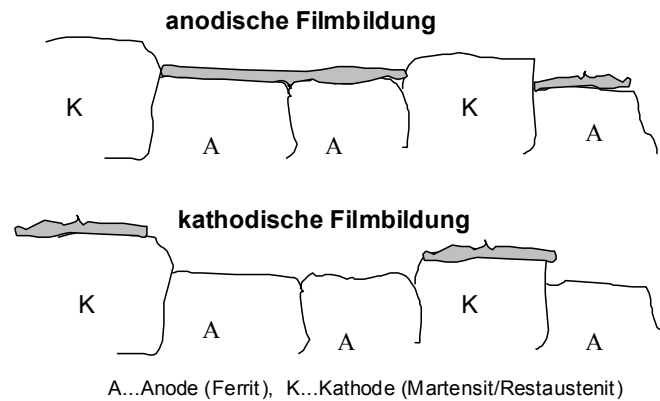


Abbildung 2: Modell der kathodischen und anodischen Niederschlagsätzung für Mehrphasenstähle

Diese Niederschlags-Ätztechnik sollte daher selektiv für den Nachweis von Martensit/Restaustenit (edel, kathodisch) - über Färbung der unedlen Bestandteile wie Ferrit oder durch ihre direkte Färbung - wirken.

Für beide Kontrastieretechniken der Abtrags- und Niederschlagsätzung wurde in der Detail-Diskussion Zementit und Bainit vernachlässigt, da die Martensit- und Austenit-Interpretation im Vordergrund steht.

3.2 Überprüfung der Modellvorstellung zur Phasenkontrastierung in der Praxis

3.2.1 Selektive Auflösung der Phasen

Restaustenit in TRIP-Stählen

Die Nital-geätzte TRIP-Probe zeigt, wie im selektiven Ätz-Modell vorhergesagt, für die Restaustenit-Bereiche eine erhabene Morphologie (**Abbildung 3**). Dies konnte in den REM-Aufnahmen sehr gut dargestellt werden. Durchgängig für mehrere untersuchte Proben-Varianten weisen die Inseln im Vergleich zum umgebenden Ferrit einen positiven Höhenunterschied auf. Bemerkenswert ist die Tatsache, dass die Restaustenit-Bereiche an der Oberfläche glatt sind, d.h. keine Mikrostruktur aufweisen. Es zeigen sich noch kleine Riefen/Kratzer von der Schliffpräparation, die offensichtlich von der Original-Schliffoberfläche stammen. Diese beiden Tatsachen erlauben es, die dargestellten Gefügebereiche - in Einklang mit der entwickelten Modellvorstellung zum selektiven Ätzabtrag - als Restaustenit anzusprechen.

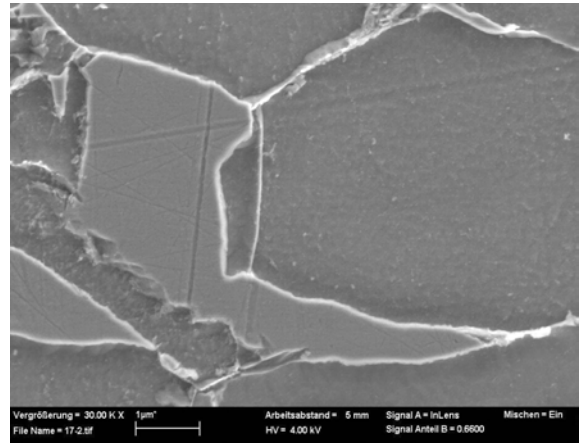
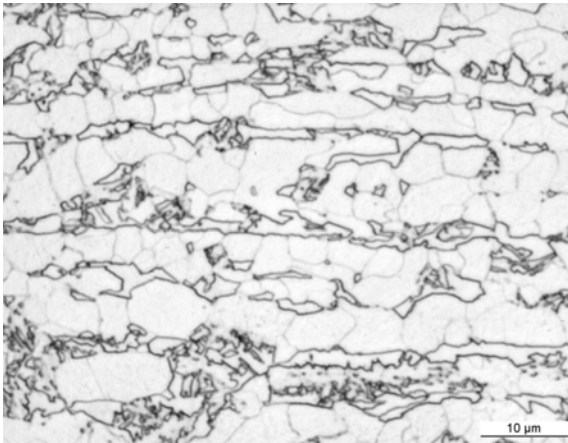


Abbildung 3: TRIP-Stahl: Restaustenit-Inseln in ferritischer Matrix (Nital-Ätzung); links: LIMI-Abbildung, rechts: REM-Abbildung (Detail einer Restaustenit-Insel)

Martensit in DP-Stählen

Die REM-Aufnahmen zeigen das erwartete Bild der Mikrostruktur, mit einem abgetragenen Ferrit und erhabenen Martensit-Bereichen (s. **Abb. 4**). Dies entspricht den Modellvorstellungen der selektiven Anätzung von Ferrit und Martensit.

Der niedrigkohlenstoffhaltige Martensit (Variante mit ca. 0.4 Ma-% C) zeigt eindeutig einen Ätzangriff (s. **Abb. 4 - links**), welcher im Vergleich zu der nachfolgend höherkohlenstoffhaltigen Martensit-Variante (ca. 0.80 Ma-%C) (s. **Abb. 4 - rechts**) stärker ausgeprägt ist – bei gleicher Ätzzeit. Damit wurde der vermutete Einfluss des C-Gehaltes auf das Anätzverhalten von Martensit nachgewiesen und dokumentiert.

Unterschiede zum Restaustenit (ohne Ätzangriff und mit glatter Oberfläche) sind gerade noch durch die hohe Auflösung und Vergrößerung im REM erkennbar. Im Lichtmikroskop machen sich diese Unterschiede in der Ausbildung einer leichten Färbung erkennbar. Dieser Typ eines höherkohlenstoffhaltigen Martensit erschwert oft die eindeutige Unterscheidung von Restaustenit, wenn beide Phasen gleichzeitig im Gefüge vorkommen. Die nachgewiesene leichte Anätzung von Martensit entspricht ebenfalls dem Modell aus **Abbildung 1**.

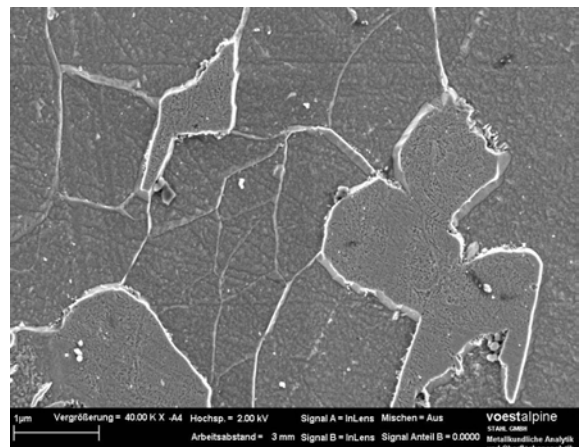
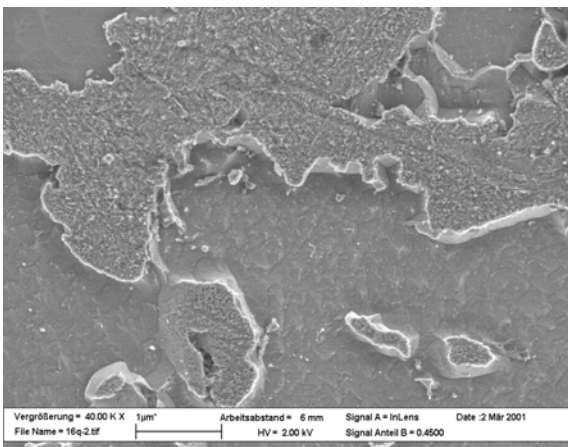


Abbildung 4: Dual-Phasen Stahl (DP) – Martensit in ferritischer Matrix: selektive Phasenätzung mit Nital; Abhängigkeit des Anlöseverhaltens von Martensit (erhabene Bereiche) vom C-Gehalt; links: Martensit mit etwa 0.4 % C; rechts: Martensit mit ca. 0.8% C;

3.2.2 Farbniederschlags-Ätzung

Restaustenit in TRIP-Stählen

Die klassische Farbätzung nach Klemm zeigt an dem TRIP-Stahl die Färbung der anodischen, ferritischen Bereiche. Der Restaustenit wird nicht gefärbt und verbleibt somit als weißer Gefügebestandteil im LIMI-Bild ersichtlich (**Abbildung 5, rechts**).

Unter Anwendung der Farb-Niederschlagsätzung nach LePera wird der Ferrit ebenfalls gefärbt – siehe **Abbildung 5, links**. Die kathodischen, edleren Gefügebestandteile und damit die Restaustenit-Inseln bleiben „blank“, dh. niederschlagsfrei und erscheinen im LIMI hell, wie durch das Modell der anodischen Niederschlagsreaktion vorhergesagt. Ähnlich wie bei der Nital-Ätzung (**Abb. 3, links**), läßt sich die Präsenz einer dritte Phase (Bainit) durch eine Braun-Kodierung vermuten.

Nach Anwendung einer kathodischen Niederschlagsätzung (Mo-Säure) färbt sich der Restaustenit blau ein. Die ferritische Matrix (anodisch) wird nicht gefärbt (**s. Abbildung 6**).

Insgesamt verhalten sich die 3 genannten Farbätzungen entsprechend der Modellvorstellung, welche vorher andiskutiert wurde.

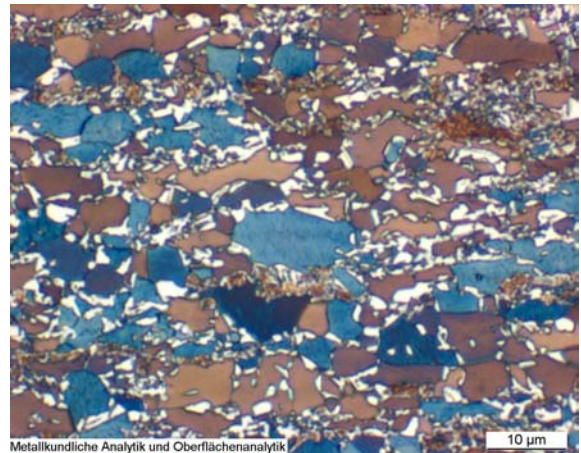
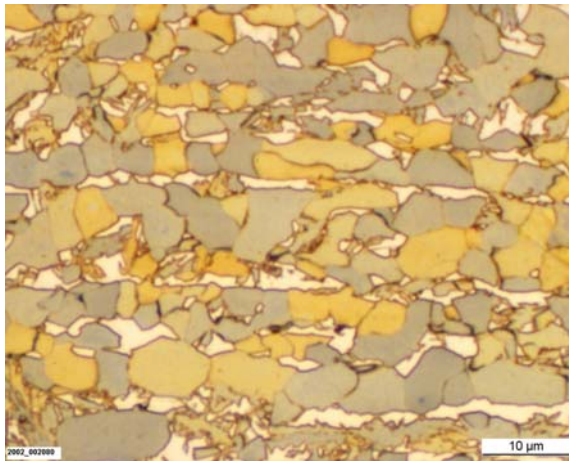


Abbildung 5: Farbniederschlagsätzung für anodische Bereiche;
Anwendung auf 2 unterschiedliche TRIP-Stähle;

Links: nach LePera (Ferrit gefärbt, Restaustenit bleibt hell);

Rechts: nach Klemm (Restaustenit bleibt weiß, Ferrit: blau/braun (Matrix), bainitischer Ferrit: dunkelbraun);

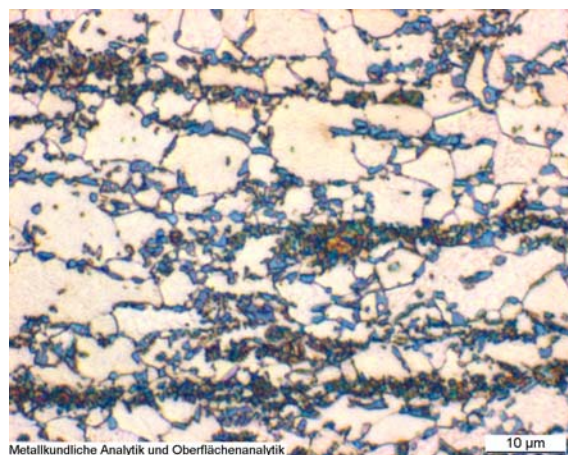


Abbildung 6: Farbniederschlagsätzung für kathodische Bereiche; Anwendung auf TRIP-Probe;
Mit Mo-Säure: Restaustenit wird blau gefärbt, Ferrit wird nicht belegt;

Martensit in DP-Stählen

Für DP-Proben wird in der Praxis oft die LePera-Niederschlagsätzung angewandt. Diese Ätzung färbt die anodischen Ferrit-Bereiche bläulich, der Martensit wird allerdings unterschiedlich kontrastiert und entspricht daher auf den ersten Blick nicht den Modellvorstellungen der Niederschlagsbildung.

Das Bild in **Abbildung 7, links** zeigt einen sehr hohen Flächenanteil der martensitischen Phase (mehr als 50 Vol-%) in dieser Probenvariante. Der abgeschätzte C-Gehalt im Martensit beträgt ~ 0.4 m-%. Die martensitische Phase (kathodisch) bleibt jedoch nicht wie erwartet weiß (keine Filmbildung), sondern hat eine bräunliche Ausbildung, die in sich schattiert – also nicht homogen gefärbt ist.

REM-Untersuchungen lieferten jedoch die Aufklärung. Diese Martensit-Bereiche zeigen keinen Niederschlag, wie dies aus der Braunfärbung vermutet werden könnte. Es ist eine durch die Ätzung entwickelte Mikrostruktur der martensitischen Bereiche, die zu einer diffusen Lichtreflexion und damit zu einer optischen „Braun-Färbung“ führt. Dies ist vergleichbar mit dem in **Abbildung 4** gezeigten Anätzverhalten und der Ätzmorphologie durch die Nitalätzung.

Die LePera-Ätzung hat damit neben ihrer anodischen Niederschlagsfunktion auch eine selektive Lösungswirkung (bedingt durch ihren Pikrin-Säure-Anteil in der Ätzlösung), sowohl für Ferrit als auch für niedrigkohlenstoffhaltige martensitische Bereiche.

Eine DP-Variante mit einem ermittelten C-Gehalt im Martensit von ~ 0.80 Ma-% ist in **Abbildung 7, rechts** dokumentiert. Die Martensit-Inseln sind satt-weiß und der Ferrit bläulich gefärbt. Dieses Bild entspricht dem Ideal der erarbeiteten Modellvorstellung für die anodische Niederschlagsätzung nach LePera. Aufgrund des höheren Kohlenstoffgehaltes kommt es offensichtlich zu keinem Ätzangriff auf die Martensitphase.

Die LePera-Ätzung wirkt daher bei hohen C-Gehalten von Martensit (ab ca. 0.6m-%) als reine anodische Niederschlagsätzung, bei geringeren Gehalten (kleiner 0.6m-%) kann es zusätzlich zu einem selektiven Angriff der niederkohlenstoffhaltigen Martensits – und damit zu einer leichten Färbung - kommen.

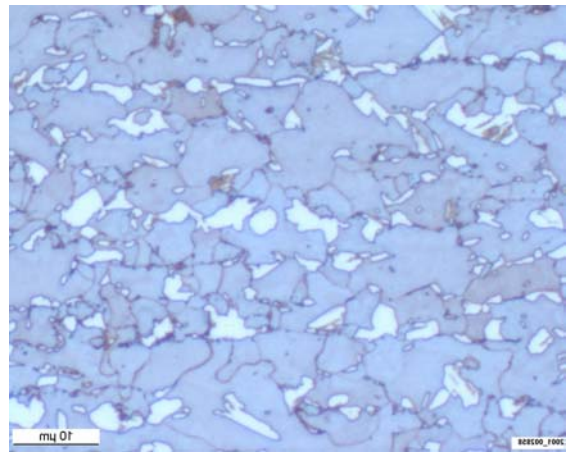
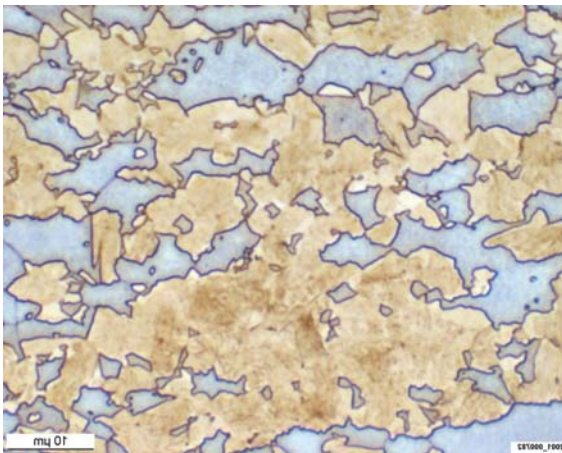


Abb. 7: LePera – Farbniederschlagsätzung (DP-Stahl):
links: Martensit mit etwa 0.4 % C (bräunliche Zeichnung); Matrix: Ferrit (blau)
rechts: Martensit mit ca. 0.8% C (nicht gefärbt, weiß); Matrix: Ferrit (blau)

4. Zusammenfassung

Aufgrund der unterschiedlichen elektrochemischen Lösungspotenziale der Zweit-Phasen in Mehrphasenstählen (wie Martensit und Austenit) wurde versucht, deren Ätzverhalten zu prognostizieren (Entwicklung einer Modellvorstellung) und spezifische Unterscheidungsmerkmale herauszuarbeiten. Im Vordergrund der grundlegenden Betrachtungen standen dabei das selektive Lösungsverhalten sowie die anodische und kathodische Farbniederschlagsätzung.

Es wurde aufgezeigt, dass das chemische Potenzial der einzelnen Phasen stark von deren Kohlenstoff-Gehalt dominiert wird. Ferrit ist der unedelste Bestandteil im Gefüge der Mehrphasenstähle. Die Martensit- und Restaustenitbereiche dieser Stähle sind durch ihren höheren Kohlenstoffgehalt (von etwa 0.4 bis 1.0 m-%) gekennzeichnet und damit edler als der Ferrit.

Die praktische Anwendung verschiedener Ätzlösungen wie Nital, Klemm, LePera und Mo-Säure bestätigte die Richtigkeit der Modellvorstellungen, sowohl für den selektiven Phasenabtrag als auch für die anodische/kathodische Niederschlagsbildung. Darüber hinaus wurde aufgezeigt, dass die LePera Ätzung – neben ihrer Niederschlagswirkung - auch einen selektiven Abtrag auf Martensit haben kann.

Für DP-Stähle zeigt sich, dass die Kenntnis über die Anätzbarkeit von Martensit für eine eindeutige Phaseninterpretation notwendig ist, zumal die Präsenz geringer Anteile von Restaustenit oft nicht ganz auszuschließen ist und es hier zu Fehlinterpretationen kommen kann.

Martensit zeigt bei der selektiven Ätzung mit Nital gegenüber dem Restaustenit (bei gleichem Kohlenstoffgehalt) einen leichten Ätzangriff. Zudem konnte für Nital die unterschiedliche Anätzbarkeit von Martensit in Abhängigkeit seines Kohlenstoffgehaltes aufgezeigt werden. Diese feinsten Struktur- und damit Unterscheidungsmerkmale sind vorwiegend nur in der REM-Abbildung darstellbar.

Ferrit wird bei den anodischen Niederschlagsätzungen nach Klemm und LePera gefärbt, Martensit bleibt ohne Niederschlag. Für LePera ist allerdings die Möglichkeit der selektiven Anätzung von Martensit bei der Interpretation zu berücksichtigen.

Im Vergleich zu den Erkenntnissen von Martensit in DP-Stählen zeigt sich bei TRIP-Stählen, dass der Austenit praktisch keinen Abtrag bei der Nital-Ätzung erleidet. Ergänzend lieferten die beiden Farbniederschlagsätzungen nach Klemm und LePera die erwarteten Ergebnisse. Der Ferrit wird je nach Dicke des Niederschlages gefärbt und der Restaustenit bleibt - ohne Niederschlag - weiß. Bainit als Drittphase, soweit vorhanden, wird bräunlich gefärbt.

Versuche mit einer kathodischen Ätzung verliefen schwer reproduzierbar, allerdings vom Kontrastierergebnis zufriedenstellend. Die Ergebnisse mit der Mo-Säure-Ätzung zeigen eine blaue Färbung der Restaustenitbereiche mit einer niederschlagsfreien ferritischen Matrix.

Die vorgestellten metallographischen Erkenntnisse liefern einen weiteren Beitrag für die korrekte Interpretation des Gefügebauaufbaues von niedriglegierten DP- und TRIP-Stählen. Eine abgesicherte Phasenidentifikation über Lichtmikroskopie und REM ermöglicht künftig eine rasche und repräsentative Charakterisierung und unterstützt damit die gezielte Weiterentwicklung dieser Mehrphasenstähle.

Danksagung

Die Autoren bedanken sich für die Durchführung der metallographischen Versuche und REM-Untersuchungen bei Hr. Panholzer, Hr. Haunschmied, Hr. Pühringer und Hr. Dipl.-Ing. Hackl, sowie bei Fr. Dr. Traint und Hrn Dr. Spindler für die Bereitstellung von geeignetem Probenmaterial für die Durchführung der Ätzversuche.

Literatur

- [1] Pichler A. et al; in 41st Conf. Proc., ISS, Vol. XXXVII, 1999, 37
- [2] Pichler A. et al ; in 43rd Conf. Proc., ISS, Vol. XXXIX, 2001, 411
- [3] ULSAB Advance vehicle concepts, Technical transfer dispatch #6, ISIJ, Brüssel, Mai 2001
- [4] Tostmann K.H., Korrosion, Wiley-VCH, 2000, ISBN 3-527-30203-4
- [5] Beckert M., Klemm H.; Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, VEB Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1962
- [6] Engell H.J.; Arch. Eisenhüttenwesen, 29, 1958, 73
- [7] Beraha E., Shpigler B.; Color Metallography, American Society for Metals, 1977
- [8] Weck E., Leistner E.; Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, Teil I: Farbätzen nach Klemm, Deutscher Verlag für Schweisstechnik Bd.77, Düsseldorf, 1982, ISBN 3-871550884
- [9] Weck E., Leistner E.; Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, Teil III, Deutscher Verlag für Schweisstechnik Bd.77/III, Düsseldorf, 1986, ISBN 3-871550949
- [10] LePera F. S.; Improved etching techniques to emphasize martensite and bainite in high-strength dua-phase steel, J. metal.32:38-39 (1980)
- [11] Bhadeshia H.K.D.H., Edmont D.V.; The Bainit Transformation in a Silicon Steel; Metallurgical Transactions, Vol.1, 1979, 895